

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ  
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

ЗВОРИКІН ВОЛОДИМИР ЛЕОНІДОВИЧ

УДК 621.791

**ДИСЕРТАЦІЯ**

ТЕХНОЛОГІЧНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ  
ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiB МІЖ СОБОЮ І З ( $\alpha + \beta$ ) ТИТАНОВИМ  
СПЛАВОМ ТИПУ Т110 ТА ІЗ СТАЛЛЮ 12Х18Н10Т

Спеціальність – 131 Прикладна механіка

Галузь знань - 13 Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,  
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

\_\_\_\_\_ В. Л. Зворикін

Науковий керівник Зворикін Костянтин Олегович, канд. техн. наук, доцент

Київ – 2020

## АНОТАЦІЯ

*Зворикін В. Л.* Технологічне забезпечення процесів зварювання титанових сплавів Ti-TiB між собою і з  $(\alpha + \beta)$  титановим сплавом типу T110 та із сталлю 12X18H10T. - Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 131 Прикладна механіка. – Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» МОН України, Київ, 2020.

Дисертація присвячена встановленню основних закономірностей і шляхів оптимізації режимів виконання зварних з'єднань сплаву Ti – 5%TiB<sub>2</sub> як між собою, так і з титановими сплавами та іншими матеріалами (сталі 12X18H10T, ніобій, ванадій), спрямована на досягнення високих механічних характеристик усіх елементів зварних конструкцій, виконаних електронно-променевим зварюванням.

Вперше досліджено технологічні особливості процесів зварювання титанових сплавів Ti-TiB, їх актуальність визначається необхідністю впровадження у промислове виробництво нових вітчизняних матеріалів на основі титану.

Розроблено методику виконання досліджень експериментальних зразків, зварюваних електронно-променевим способом на установці УЛ-144 за режимами зварювання:  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА, швидкість переміщення електронного променя:  $v_{\text{ел}} = 7; 10, 13$  мм·с<sup>-1</sup>, розгортка променя для зварювання титанових сплавів – еліпсоподібна (3×4 мм), а для зварювання із тугоплавкими металами – кругла, діаметром 0,5 мм. Матеріали зварних з'єднань досліджували із застосуванням електронних мікроскопів JSM-840 (JEOL, Японія) із системою рентгенівського аналізу Noran-Quest, програмованою пробною станцією Tracor Northern 5600 revB та двома детекторами зворотного розсіяння, а також використовували Оже-мікрозонд JAMP-9500f (JEOL, Японія). Випробування на розрив проводили на машині для випробування на розтяг ЦД-4 відповідно до ГОСТ 1497-84. Рентгеноструктурні дослідження зразків виконували із

застосуванням рентгенівського дифрактометра ДРОН-УМ-1 в мідному  $K\alpha$ -випромінюванні методом крокового сканування.

Встановлено шляхи вдосконалення структури сплаву Ti–TiB в зоні зварного шва, шляхом підбору відповідних параметрів підведення зовнішньої енергії електронного променя в зону формування зварного шва, вибору початкової температури зварюваних матеріалів, проведення термооброблення зварного з'єднання, використання технологічних прокладок з ніобію, ванадію та сталі 10Г2.

Визначено закономірності формування структури зварного шва під час зварювання плавленням сплаву Ti–TiB з різними матеріалами та створення сучасних уявлень щодо впливу нових структурних особливостей матеріалу зварного з'єднання на його механічні властивості.

Експериментальними дослідженнями структури зварного шва сплаву Ti–TiB з титановими сплавами та механічних властивостей з'єднання встановлено, що електронно-променеє зварювання за параметрів режиму  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА, розгортка променя - еліпсоподібна, поперечна ( $3\times 4$  мм), для всіх значеннях  $v_{\text{ел}}$  в інтервалі від 7 до 13 мм·с<sup>-1</sup> забезпечує отримання нерознімного зварного з'єднання зразків сплаву Ti–TiB, як із сплавами такого ж складу, так і з ( $\alpha + \beta$ ) титановим сплавом типу Т110.

Дослідження показали, що під час формування зварного шва вихідний матеріал зазнає структурних змін, що призводять до зниження товщини волокон, що вміщують бор, із 3-8 мкм до 0,1-0,9 мкм. При цьому втрачається їх характерна вихідна спрямованість і спостерігається значне збільшення співвідношення товщини волокон борвмісної фази з їх довжиною.

Експериментальні дослідження мікроструктури перехідної зони «основний метал»–«матеріал зварного шва» сплаву Ti–TiB показали, що вона має характерний розмір 40-50 мкм. У матеріалі цієї зони спостерігаються як первинні волокна TiB товщиною 3-8 мкм і довжиною від 8 мкм до 40 мкм, характерні для вихідного матеріалу, так і вторинні тонкі та довгі борвмісні волокна товщиною до 0,1-0,9 мкм завдовжки 3-15 мкм, характерні для зварного шва.

Встановлено, що збільшення вихідної температури зварюваних зразків з 20°C до 400°C призводить до підвищення ступеня однорідності розподілу борвмісної фази в перехідній зоні сплаву Ti-TiB і збільшення розміру вторинних волокон цієї фази як за довжиною, так і за товщиною, як в перехідній зоні, так і в області зварного шва.

Експериментальні дослідження мікроструктури перехідної зони «основний метал»–«матеріал зварного шва» сплаву Ti-TiB з титановими сплавами показали, що за електронно-променевого зварювання збільшення  $v_{\text{ел}}$  із 7 до 13 мм·с<sup>-1</sup> призводить до двократного зменшення перехідної зони «основний метал»–«матеріал зварного шва» і до збільшення рівномірності розподілу в титановій матриці волокон, що вміщують бор.

Визначено вплив виконання фінішного термічного оброблення зварних з'єднань пластин товщиною 10 мм зі сплаву Ti-TiB у режимі 550°C (1 година, вакуум), яке дозволяє стабілізувати ступінь їх механічних властивостей на рівні  $\sigma_b=1050$  ГПа,  $\delta=4\%$ .

Встановлено, що зварні з'єднання пластин товщиною 10 мм «Ti-TiB»–«Ti-TiB» і «Ti-TiB»–«сплав типу T110», отримані електронно-променевим зварюванням за значень  $v_{\text{ел}}$  в інтервалі від 7 до 13 мм·с<sup>-1</sup> і вихідних температур від 20 до 600°C, за умов досягнення критичного рівня розтягуючих напружень руйнуються по області, що знаходиться поза зоною зварного шва з формуванням поверхонь руйнування з ознаками крихко-в'язкого руйнування.

Експериментальними дослідженнями структури зварного шва сплаву Ti-TiB зі сплавом типу T110, фрактографічної структури поверхонь руйнування та механічних властивостей з'єднання встановлено, що за умови зміни переважної орієнтації армуючих волокон TiB в сплаві Ti-TiB з повздовжньої на поперечну рівень механічних характеристик виконуваного з'єднання «Ti-TiB»–«сплав типу T110» зменшується. Критичним у такому зварному з'єднанні, з точки зору руйнування, є сплав Ti-TiB, у якому реалізується крихке руйнування з його ініціюванням із області армуючих волокон. Проведення термічного відпалу



зварного з'єднання за температури 750°C (1 година, вакуум) дозволяє досягати пластичності цього сплаву до  $\delta=2\%$ .

Вперше експериментально підтверджена можливість отримання зварних з'єднань зразків товщиною 10 мм зі сплаву Ti-TiB та сталі 12X18H10T із використанням режиму електронно-променевого зварювання  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА,  $v_{\text{ел}}=7$  мм·с<sup>-1</sup> за умови застосування подвійної прокладки із ніобію та із сталі 10Г2. Для отримання якісних зварних з'єднань експериментальних зразків товщиною 10 мм із титанового сплаву Ti-TiB та ніобію електронно-променевим зварюванням необхідно забезпечувати розплавлення сплаву Ti-TiB за умов змочування ніобію розплавом Ti-TiB (температурний інтервал 1300-1700°C) і запобігати утворенню інтерметалевого прошарку в зварному шві (за температури  $T>1700^\circ\text{C}$ ), що дозволяє досягати рівню механічної міцності з'єднання не меншого  $\sigma_b=260$  МПа.

Показано, що електронно-променеве зварювання з'єднання титанового сплаву Ti-TiB із ванадієм через фольгу зі сталі 12X18H10T дозволяє забезпечити формування на поверхні сплаву Ti-TiB легованого прошарку на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із збереженням армованої мікроструктури, що містить мікрОВОлокна TiB у металевій матриці Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) з основними легуючими елементами сталі 12X18H10T. Характерною особливістю армуючих боридних мікрОВОлокон у матриці сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) є їх легування ванадієм та значне подрібнення у порівнянні із мікрОВОлокнами TiB у вихідному сплаві Ti-TiB.

Розроблена методика формування на поверхні сплаву Ti-TiB легованого прошарку забезпечує збереження армованої мікрОВОлоконної структури у покритті на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%), сформованому на поверхні сплаву Ti-TiB, легування його металевої матриці добавками (Fe, Cr, Ni, B), і є перспективною для використання такого покриття у якості проміжної вставки для електронно-променевого зварювання сталі 12X18H10T зі сплавом Ti-TiB.

Показано, що для зварювання плавленням сплаву Ti-TiB із титановими сплавами доцільно зберігати у зварному шві та у зоні термічного впливу

мікрокомпозиційну структуру. Створенню такої мікроструктури сприяє максимальна швидкість кристалізації і підвищена швидкість електронного променя під час електронно-променевого зварювання. Вперше експериментально підтверджена допустимість у зварному з'єднанні неупорядкованої або упорядкованої переважно перпендикулярно зварному стику орієнтації мікрОВОЛОКОН TiB.

Дослідження мікроструктури зони зварного шва і зони термічного впливу показали, що для сплаву Ti-TiB напрямок переважної орієнтації армуючих ВОЛОКОН TiB, утворюваних під час евтектичного перетворення визначається спрямуванням температурного градієнту в області кристалізації і це дозволило рекомендувати у подальшому – охолодження зварюваних елементів у напрямку від зварного стику та відсутність попереднього підігріву для запобігання переважної орієнтації армуючих ВОЛОКОН вздовж стику зварюваних деталей.

Вперше доведена можливість зварювання електронно-променевим способом сплаву Ti-TiB, який містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій основі, зі сталлю 12X18H10T, що було забезпечено завдяки збереженню армованої структури металу у зоні зварного шва у титанових сплавах та вирішенню проблем утворення прошарку інтерметаліду, який окричує зварний шов сплаву Ti-TiB зі сталями, та виникнення руйнівних термічних напружень, що виникають унаслідок значної різниці коефіцієнтів термічного розширення з'єднуваних матеріалів, шляхом використанням подвійних проміжних вставок зі сталі 10Г2 та ніобію.

У результаті циклу проведених досліджень встановлено, що використання електронно-променевого зварювання із густиною потужності  $\sim 7 \times 10^9$  Вт·м<sup>-2</sup> забезпечує отримання якісного зварного з'єднання сплаву Ti-TiB, який містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій основі, із рівнем механічних властивостей матеріалу шва і зони термічного впливу, не меншим механічних характеристик основного металу.

Експериментальними дослідженнями структури зварного шва сплаву Ti-TiB із титановими сплавами та механічних властивостей зварних з'єднання

встановлено, що використання електронно-променевого зварювання із густиною потужності  $\sim 7 \times 10^9$  Вт·м<sup>-2</sup> забезпечує отримання якісного зварного з'єднання сплаву Ti-TiB, який містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій основі, із ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу T110 з рівнем механічних властивостей зони термічного впливу і матеріалу шва, не меншим механічних властивостей основного металу.

Вперше експериментально підтверджена можливість формування електронно-променевим зварюванням сплаву Ti-TiB з таким самим сплавом або із ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу T110 (за параметрів режиму зварювання  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА,  $v_{\text{ел}}=7; 10$  та  $13$  мм·с<sup>-1</sup>, розгортка променя еліпсоподібна  $3 \times 4$  мм) зварного шва із матеріалом, що має подрібнені у 3-10 разів та неупорядковані за переважною орієнтацією волокна TiB.

Визначено вплив подрібненої та неупорядкованої за орієнтацією структури волокон TiB, яка формується у матеріалі зварного шва та у зоні термічного впливу зварних з'єднань сплаву Ti-TiB із таким самим сплавом або із ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу T110 і забезпечує їм більш високі характеристики міцності, ніж властивості основних матеріалів

Запропоновано зняття залишкових механічних напружень у матеріалі зварного з'єднання сплаву Ti-TiB шляхом проведення відпалу ( $550^\circ\text{C}$ , вакуум, 1 година), яке дозволяє підвищити і стабілізувати механічні характеристики зварних з'єднань, отриманих електронно-променевим зварюванням, для всіх використаних режимів зварювання ( $\sigma_b=1050$  ГПа,  $\delta=4\%$ )

Запропоновано застосування проміжних шарів з ніобію та із сталі 10Г2 для електронно-променевого зварювання сплаву Ti-TiB, яке забезпечує отримання якісного зварного з'єднання сплаву Ti-TiB, що містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій основі, із сталлю 12X18H10T із рівнем межі міцності в зоні термічного впливу і матеріалі шва, не меншим межі плинності сталі 12X18H10T

Розроблені технологічні рекомендації щодо виконання зварних з'єднань композиційного сплаву Ti-TiB із титановими сплавами та із сталлю 12X18H10T, що були апробовані у ЦКіТБ «Точність» та впроваджені у виробничий процес

Державного підприємства Науково-виробничий комплекс «Прогрес» (м. Ніжин), що підтверджено Актом впровадження.

**Ключові слова:** титан; титанові сплави, сталі, борид титану; композиційні матеріали, електронно-променеве зварювання, зварне з'єднання, параметри зварювання, мікроструктура; механічні властивості.

## ABSTRACT

*Zvorykin V. L.* Technological support of welding processes of Ti-TiB titanium alloys with each other and with ( $\alpha+\beta$ ) titanium alloy of T110 type, as well as with 12X18H10T steel. - Manuscript.

The thesis for receiving the Doctor of Philosophy Degree (Ph.D.) in program subject area 131 Applied Mechanics. – National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kiev Polytechnic Institute» of MES of Ukraine, Kyiv, 2020.

The thesis pertains to establishing of the main regularities and ways of optimization of modes of welded joints fulfillment for Ti - 5 % TiB<sub>2</sub> alloy both with each other, and with titanium alloys and other materials (12X18H10T steel, niobium, vanadium), and is aimed at achieving of high mechanical characteristics of all elements of welded constructions, carried out by means of electron-beam welding.

For the first time it is investigated the technological peculiarities of welding processes of Ti-TiB titanium alloys; their actuality is determined by necessity of introduction of new domestic titanium-based materials to the industrial production.

The method of investigation fulfillment is developed for the experimental specimens welded by electron-beam manner by means of УЛ-144 plant with the following welding modes:  $U_{acc}=60$  kV,  $I_{eb}=90$  mA, electron beam movement velocity  $v_{eb}=7; 10, 13$  mm·s<sup>-1</sup>, beam sweep for titanium alloys welding was elliptical (3 4 mm), and for welding with refractory metals - circular, 0.5 mm in diameter. Materials of welded joints were investigated with utilization of JSM-840 (JEOL, Japan) electron microscopes with system of Noran-Quest X-ray analysis system, Tracor Northern 5600 revB programmed probe station and two back-scattered detectors, as well as JAMP-9500f (JEOL, Japan) Auger micro-probe was used. Rupture tests were carried out with

ИД-4 rupture test station according with the GOST 1497-84 state standard. X-ray diffraction study of specimens was carried out with utilization of ДРОН-УМ-1 diffractometer in copper  $K\alpha$ -radiation by step SCAN method.

By selection of proper parameters of electron beam external energy feeding into welded seam formation zone, selection of initial temperature of materials subject to welding, fulfillment of thermal treatment of welded joint and utilization of technological layings from niobium, vanadium and 10Г2 steel, the ways of structure improvement of Ti-TiB alloy in welded seam zone are established.

Regularities of welded seam structure formation during welding by melting of Ti-TiB alloy with various materials are determined and creation of modern ideas regarding influence of new structural features of welded joint material on its mechanical properties is carried out.

By experimental investigations of structure of welded joint of Ti-TiB alloy with titanium alloys and mechanical properties of the joint it was determined, that the electron-beam welding with utilization of the following operating modes:  $U_{acc}=60$  kV,  $I_{eb}=90$  mA, beam sweep - elliptical, transversal ( $3\times 4$  mm), for all values of  $v_{eb}$  in the range from 7 to 13  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$  provides the obtaining of permanent welded joint of specimens of Ti-Ti-B alloy both with alloys of the same composition, and with  $(\alpha+\beta)$  titanium alloy of T110 type.

The investigations showed that during period of welded seam formation the final material undergo the structural changes, which result in reduction of boron-containing fiber thickness from 3-8  $\mu\text{m}$  to 0.1-0.9  $\mu\text{m}$ . At that, their typical final directionality is lost and considerable increase of thickness-to-length ratio for boron-containing phase fibers is observed.

Experimental investigations of microstructure of "basic metal"- "welded seam metal" transient zone of Ti-TiB alloy showed that it has typical size of 40 - 50  $\mu\text{m}$ . In material of this zone both initial TiB fibers of 3 - 8  $\mu\text{m}$  thickness and length from 8 to 40  $\mu\text{m}$ , which are typical for final material, and also secondary boron-containing fibers of 0.1-0.9  $\mu\text{m}$  thickness and 3-15  $\mu\text{m}$  length, which are typical for welded seam, are observed.

It is established, that increasing of outlet temperature of subject to welding samples from 20°C до 400°C results in increasing the homogeneity extent of boron-containing phase distribution in transient zone of Ti-TiB alloy and increasing the dimensions of secondary fibers of this phase, both in length and in thickness, both in transient zone, and in welded seam zone.

Experimental investigations of microstructure of "basic metal"-"welded seam metal" transient zone of Ti-TiB alloy with titanium alloys demonstrated, that under electron-beam welding the increasing of  $v_{eb}$  from 7 to 13 mm·s<sup>-1</sup> results in twofold decreasing of "basic metal"-"welded seam metal" transient zone and increasing the distribution homogeneity of such fibers in titanium matrix, which contains the boron.

It is determined the effect of fulfillment of final thermal processing of welded joints for 10 mm thickness plates from Ti-TiB alloy in 550°C mode (1 hour, vacuum), which permits to stabilize the extent of their mechanical properties at the level of  $\sigma_B = 1,050$  GPa,  $\delta = 4\%$ .

It is established that welded joints of 10 mm plates of "Ti-TiB"-"Ti-TiB" and "Ti-TiB"-"T110 type alloy" kinds, obtained by electron-beam welding under  $v_{el}$  values in the range from 7 to 13 mm·s<sup>-1</sup> and outlet temperatures from 20°C to 600°C, under reaching of tensile stress critical level are ruptured along area, located out of welded seam zone, with formation of rupture surfaces with brittle-ductile rupture evidence.

By experimental investigations of structure of welded seam of Ti-TiB alloy with T110 type alloy and fractographic structure of rupture surfaces and mechanical properties of the joint, it is established, that under condition of changing of predominant orientation of TiB reinforcing fiber in Ti-TiB alloy from longitudinal to transversal, the level of mechanical characteristics of "Ti-TiB"-"T110 type alloy" joint is decreased. From the rupture point of view, the critical in such welded joint is Ti-TiB alloy, in which the brittle rupture is realized with its initiation from reinforcing fibers area. Fulfillment of thermal annealing of welded joint at the temperature 750°C (1 hour, vacuum) permits to reach the ductility of such alloy up to  $\delta = 2\%$ .

The possibility of welded joints obtaining for 10 mm thickness samples from Ti-TiB alloy and 12X18H10T steel under electron-beam welding mode  $U_{acc} = 60$  kV,

$I_{eb}=90$  mA,  $v_{eb}=7$  mm·s<sup>-1</sup> with condition of utilization of double laying from niobium and 10Г2 steel is confirmed experimentally for the first time. In order to obtain the high-quality welding joints of 10 mm thickness experimental samples from Ti-TiB titanium alloy and niobium, it is necessary to ensure the melting of Ti-TiB alloy under conditions of niobium wetting with Ti-TiB alloy (temperature range 1,300-1,700°C) and prevent from intermetallic laying formation in the welded seam (at the temperatures  $T>1,700^{\circ}\text{C}$ ), which permit to reach the level of mechanical strength of the joint not worse than  $\sigma_B=260$  MPa

It is demonstrated, that the electron-beam welding of Ti-TiB alloy with vanadium by means of 12X18H10T steel foil utilization permits to obtain the doped laying on base of Ti (63- 68 at.%) V (18-25 at.%) on Ti-TiB alloy surface with retaining of reinforcing microstructure containing TiB microfibers in Ti (63-68 at.%) V (18-25 at.%) metal matrix with main doping elements of 12X18H10T steel. Characteristic features of reinforcing boron-containing microfibers in matrix of alloy based on Ti (63- 68 at.%) V (18-25 at. %) are their doping with vanadium and considerable sizes dimension in comparison with TiB microfibers in Ti-TiB final alloy.

The method is developed of doped laying formation on Ti-TiB alloy surface, which ensures the retaining of reinforced microfiber structure in coating on base of Ti (63-68 at.%) V (18-25 at.%), formed on the surface of Ti-TiB alloy, doping of its metal matrix with dopes (Fe, Cr, Ni, B), and which is perspective for utilization of such coating as an intermediate laying for electron-beam welding of 12X18H10T steel with Ti-TiB alloy.

It is demonstrated, that for welding by melting of Ti-TiB alloy with titanium allows it is expedient to preserve the micro-composition structure in welded seam and in heat affected zone. Such microstructure obtaining promote maximum rate of crystallization and increased velocity of electron beam movement during electron-beam welding. For the first time the permissibility in welded joint the TiB microfibers disordered or well-ordered predominantly in perpendicular to welded joint direction is confirmed

Investigations of microstructure of welded seam zone and thermal affected zone demonstrated that for Ti-TiB alloy the direction of predominant orientation of TiB reinforcing fibers, formed during eutectic transformation, is determined by direction of temperature gradient in crystallization area and it permits to recommend for future the welded elements cooling in direction from the welding joint and avoiding of its preliminary heating in order to eliminate the predominant orientation of reinforcing fibers along joint of parts subject to welding.

For the first time it is proved the possibility of welding of Ti-TiB alloy, containing 5 % of  $\text{TiB}_2$  in titanium base, with 12X18H10T steel by electron-beam mode, which was provided owing to retaining of reinforcing structure of metal in welded seam in titanium alloys and deciding the problems of inter-metallide laying formation, which frame the welded seam of Ti-TiB alloy with steels, and occurrence of destroying thermal stresses, which are originated owing to considerable difference in thermal expansion coefficients of materials subject to welding, by means of using of double intermediate layings from 10Г2 steel and niobium.

In result of cycle of investigations carried out, it is established, that utilization of electron-beam welding with power density  $\sim 7 \times 10^9 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$  provides the obtaining of high-quality welding joint of Ti-TiB alloy, containing 5 % of  $\text{TiB}_2$  in titanium base, with such level of mechanical properties of material of seam and thermal affection zone, which is not worse than mechanical properties of basic metal.

By experimental investigations of structure of welded joint of Ti-TiB alloy with titanium alloy and mechanical properties of welded joints, it is established, that utilization of electron-beam welding with power density  $\sim 7 \times 10^9 \text{ W} \cdot \text{m}^{-2}$  provides the obtaining of high-quality welding joint of Ti-TiB alloy, containing 5 % of  $\text{TiB}_2$  in titanium base, with  $(\alpha+\beta)$  titanium alloy of T110 type with the level of mechanical properties of material of seam and thermal affection zone, which is not worse than mechanical properties of basic metal.

For the first time it is confirmed experimentally the possibility of electron-beam welding of Ti-TiB alloy with the same alloy or with  $(\alpha+\beta)$  titanium alloy of T110 type (welding parameters:  $U_{\text{acc}}=60 \text{ kV}$ ,  $I_{\text{eb}}=90 \text{ mA}$ ,  $v_{\text{eb}}=7, 10 \text{ and } 13 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$ , beam sweep is



elliptical 3×4 mm). In such joints such welded seam material is formed, in which TiB fibers are shortened by 3-10 times and TiB fibers are disordered regarding predominant orientation.

It is determined the influence of reduced by sizes and disordered structure of TiB fibers, which is formed in welded seam material and in heat affected zone of welded joints of Ti-TiB with the same alloy of with ( $\alpha+\beta$ ) titanium alloy of T110 type and which provide for them better strength characteristics in comparison with the basic materials.

Removal of mechanical stresses in material of welding joint of Ti-TiB alloy is proposed by means of annealing fulfillment (550°C, vacuum, 1 hour), which permit to increase and stabilize the mechanical characteristics of welded joints, obtained by electron-beam welding, for all used welding modes ( $\sigma_b=1,050$  GPa,  $\delta=4\%$ ).

It is proposed the utilization of intermediate layers from niobium and 10Г2 steel for electron-beam welding of Ti-TiB alloy, which provides the obtaining of high-quality welded joint for Ti-TiB alloy, containing 5% TiB<sub>2</sub> in titanium base, with 12X18H10T steel with such strength limit in the heat affection zone and seam material, which is not worse than yield limits of 12X18H10T steel.

Recommendations are developed regarding fulfillment of welding joints of Ti-TiB composite alloy with titanium alloy and with 12X18H10T steel, which were approved in the "Tochnist" Central Design and Technological Bureau and embedded into production process of the "Progres" Scientific and Production Complex (Nezhin town, Ukraine), which was confirmed with the Adoption Deed.

**Keywords:** titanium; titanium alloys, steels, titanium boride, composite materials, electron-beam welding, welded joint, welding parameters, microstructure, mechanical properties.

## Список публікацій здобувача за темою дисертації

в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

1. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2017). Особенности структуры сплава Ti-TiB<sub>n</sub> в области сварного соединения, полученного электронно-лучевой сваркой. *Технологические системы*, 2(79), 50-54. <http://technological-systems.com/index.php/Home/article/view/127/135>. ISSN 2074-0603.
2. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2017). Влияние параметров электронно-лучевой сварки на структуру армированного композиционного материала Ti – TiB<sub>n</sub>. *Технологические системы*, 4(81), 75-81. <https://doi.org/10.29010/081.10>.
3. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., & Romanenko Yu. M. (2018). Peculiarities of mechanical properties and structure of area of Ti – TiB<sub>n</sub> alloy welding joint with titan alloys. *Технологические системы*, 4(85), 73-77. <https://doi.org/10.29010/085.14>.
4. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., Taranova, T. G., & Kostin V. A. (2019). Peculiarities of fracture of welded joints of Ti-TiB titan alloys with titan alloys. *Технологические системы*, 2(87), 60-65. <https://doi.org/10.29010/087.6>.
5. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., & Romanenko Yu. M. (2019). Influence of thermal processing and orientation of boride fibers in Ti+TiB alloy on mechanical properties and structure of materials of Ti+TiB AND (α + β) Ti alloys welded joint. *Технологические системы*, 4(89), 86-93. <https://doi.org/10.29010/89.13>.
6. Loboda, P., Zvorykin, C., Zvorykin, V., Vrzhyzhevskiy, E., Taranova, T., & Kostin, V. (2020). Production and properties of electron-beam-welded joints on Ti-TiB titanium alloys. *Metals*, 10(4), 522. <https://doi.org/10.3390/met10040522>.
7. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., Таранова, Т. Г., и Костин, В. А. (2020). Особенности электронно-лучевой сварки

сплава Ti-TiB со сталью 12X18H10T. *Mechanics and Advanced Technologies*, 1(88), 141-148. <https://doi.org/10.20535/2521-1943.2020.88.204672>.

8. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., Taranova, T. G., & Kostin V. A. (2020). Structural regularities of welded seam between Ti-TiB and vanadium with 12X18H10T interlayer by using electron beam welding. *Mechanics and Advanced Technologies*, 2(89), 171-178. <https://doi.org/10.20535/2521-1943.2020.89.211400>.

які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

9. Лобода, П. І., Зворикін, К. О., и Зворикін, В. Л. (2017). Обґрунтування вибору перспективних способів зварювання конструкційних елементів зі сплаву Ti – (5 мас.%)TiB<sub>2</sub>. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали десятої всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 7-9 червня 2017 р.). Тези доповідей.* - Київ: НТУУ «КПІ».

10. Лобода, П. И. Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2018). Зависимость структуры сплава Ti – TiB в области сварного соединения, полученного электронно-лучевой сваркой, от ее технологических режимов. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали одинадцятої всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 10-12 травня 2018 р.). Тези доповідей.* – К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського. – С. 14.

11. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2018). Закономерности изменения структуры сплава Ti-TiB<sub>n</sub> в области сварного соединения, полученные при изменении параметров электронно-лучевой сварки. *XI Международные молодёжные научно-технические чтения им. А. Ф. Можайского (Запорожье, АО «Мотор Сич», 14-17 мая 2018 г.). Тезисы докладов.* – Запорожье: АО «Мотор Сич». – С. 207-211. - ISBN 978-966-2906-76-9.

12. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2018). Закономерности изменения структуры сплава  $Ti-TiV_n$  в области сварного соединения, полученные при изменении параметров электронно-лучевой сварки. *Международная конференция «Титан 2018: Производство и применение в Украине» (г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 11-13 июня 2018 г.). Тезисы докладов.* – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ.

13. Лобода, П. І., Зворикін, К. О., Зворикін, В. Л., та Вржижевський, Е. Л. (2019). Механічні властивості з'єднань сплаву  $Ti - TiV$  та  $(\alpha + \beta) Ti$  сплаву, які отримані електронно-променевим зварюванням. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали дванадцятої всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 20 червня 2019 р.). Тези доповідей.* – К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського.

14. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., Таранова, Т. Г., и Костин В. А. (2020) Особенности электронно-лучевой сварки пластин сплава  $Ti-TiV$  и стали 12X18H10T. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали тринадцятої міжнародної міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 13-15 травня 2020 р.). Тези доповідей.* – К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2020. – С. 13-14.

які додатково відображають наукові результати дисертації:

15. Зворыкин, К. О., и Зворыкин, В. Л. (2014). Выбор способа получения неразъемного сварного соединения в системах железо-ниобий, сталь-ниобий. *Технологические системы*, 1(66), 83-89. <http://technological-systems.com/index.php/Home/article/view/213/219>. ISSN 2074-0603. ISSN 2074-0603.

16. Зворикін, В. Л., Зворикін, К. О., та Шматко, І. О. (2015). Особливості будови зони контакту після точкового зварювання сплаву АМц через проміжний

прошарок. *VIII Всеукраїнська міжгалузева науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників «Зварювання та споріднені процеси і технології»*.: - Київ: НТУУ «КПІ».

17. Зворикін, В. Л. та Шматко, І. О. (2015). Масоперенесення Со-60 у зоні контакту зразків зі сплаву АМц при точковому зварюванні скрізь проміжні прошарки. *VIII Всеукраїнська міжгалузева науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників «Зварювання та споріднені процеси і технології»*: - Київ: НТУУ «КПІ».

18. Мазанко, В. Ф., Храновська, К. М., Ворона, С. П., и Зворикін, В. Л. (2015). Вплив електроіскрового оброблення графітом на елементний склад титанової та мідної підкладок. *Металознавство та обробка металів*, 1, С.20-23.

19. Мазанко, В. Ф., Храновская, К. Н., Богданов, С. Е., и В. Л. Зворыкин (2015). Фазовые и структурные особенности формирования покрытий на стали 20 при электроискровом легировании сплавом ВК8. *Міжнародна науково-практична конференція «Структурна релаксація у твердих тілах»*. 26-28 травня 2015 р.: - Вінниця.

20. Velikoivanenko, E. A., Milenin, A. S., Rozynka, G. F., Vrzhyzhevskiy, E. L., Piskun, N. V., Taranova, T. G., Zvorykin, C. O., & V. L. Zvorykin (2019). Prediction of susceptibility of welded joints of titan  $\gamma$ -aluminide based alloy to cold cracking in electron-beam welding. *Технологические системы*, 3(88), 73-80. <https://doi.org/10.29010/88.13>.

## ЗМІСТ

<b>АНОТАЦІЯ .....</b>	<b>2</b>
<b>ЗМІСТ .....</b>	<b>18</b>
<b>ПЕРЕЛІК ОСНОВНИХ УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ .....</b>	<b>21</b>
<b>ВСТУП .....</b>	<b>23</b>
<b>1. СУЧАСНИЙ СТАН ДОСЛІДЖЕНЬ В ГАЛУЗІ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiV І МЕТА РОБОТИ .....</b>	<b>33</b>
1.1. Загальна характеристика сплавів Ti-TiV в системі титанових сплавів .	33
1.2. Зварювання сплавів Ti-TiV як між собою, так і з титановими сплавами та іншими матеріалами. Мета і задачі роботи .....	40
<b>2. МЕТОДИЧНІ ПИТАННЯ ДОСЛІДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiV .....</b>	<b>48</b>
2.1. Досліджувані матеріали .....	48
2.2. Технологія зварювання та устаткування .....	54
2.3. Методи фізико-механічних досліджень і випробувань .....	63
<b>3. ТЕХНОЛОГІЧНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiV .....</b>	<b>68</b>
3.1. Особливості структури сплаву Ti-TiV в області зварного з'єднання, що отримане електронно-променевим зварюванням .....	68
3.2. Структурні особливості деформації сплаву Ti-TiV .....	75
3.3. Особливості впливу електронного променя під час зварювання на розподіл елементів у зварному шві .....	79
3.4. Вплив структури матеріалу зварного з'єднання Ti-TiV на його механічні властивості .....	88

	19
Висновки по розділу 3 .....	105
<b>4. ТЕХНОЛОГІЧНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiB з (<math>\alpha + \beta</math>) ТИТАНОВИМ СПЛАВОМ ТИПУ T110 .....</b>	<b>107</b>
4.1. Особливості структури зварного шва сплаву з'єднання Ti-TiB з ( $\alpha + \beta$ ) титановим сплавом типу T110, що отримане електронно-променевим зварюванням .....	107
4.2. Вплив структури матеріалу зварного з'єднання Ti – TiB з ( $\alpha + \beta$ ) титановим сплавом типу T110 на його механічні властивості .....	115
Висновки по розділу 4 .....	124
<b>5. ОСОБЛИВОСТІ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiB ЗІ СТАЛЛЮ 12X18H10T .....</b>	<b>126</b>
5.1. Зварювання товстих пластин сплаву Ti-TiB з ніобієм .....	126
5.2. Зварювання товстих пластин сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T .....	132
5.3. Зварювання товстих пластин сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T через прошарок ванадію .....	136
5.4. Формування легованого і армованого прошарку на поверхні сплаву Ti-TiB для електронно променевого зварювання його зі сталлю 12X18H10T .....	143
Висновки по розділу 5 .....	157
<b>6. ПРАКТИЧНЕ ВИКОРИСТАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ КОМПОЗИЦІЙНОГО СПЛАВУ Ti-TiB ІЗ ТИТАНОВИМИ СПЛАВАМИ ТА СТАЛЯМИ .....</b>	<b>159</b>
<b>ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ .....</b>	<b>162</b>

	20
<b>СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ .....</b>	<b>165</b>
<b>ДОДАТКИ .....</b>	<b>178</b>
<u>Додаток А.</u> Список публікацій здобувача за темою дисертації .....	178
<u>Додаток Б.</u> Технологічні рекомендації щодо виконання зварних з'єднань композиційного сплаву Ti-TiB з титановими сплавами та сталлю 12X18H10T .....	182
<u>Додаток В.</u> Акт впровадження результатів дисертації .....	187



## ПЕРЕЛІК ОСНОВНИХ УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ, ОДИНИЦЬ ВИМІРЮВАННЯ, СКОРОЧЕНЬ

$U_{\text{прск}}$  - прискорююча електрична напруга, [В]

$I_{\text{ел}}$  – електричний зварювальний струм, [А]

$I_{\text{ф}}$  - електричний струм фокусуючої лінзи, [А]

$\nu_{\text{ел}}$  - швидкість переміщення електронного променя, [ $\text{мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $\text{м} \cdot \text{с}^{-1}$ ]

$E$  - модуль нормальної пружності, модуль Юнга, [ГПа]

$\varepsilon$  – відносна деформація, [%]

$\sigma_{0.2}$  – умовна межа плинності, [МПа]

$\sigma_{\text{в}}$  – межа міцності матеріалу, [МПа]

$\sigma_3$  - залишкові напруження, [МПа]

$\delta$  – відсоткове подовження, [%]

$\psi$  – відсоткове зменшення площі поперечного перерізу, [%]

HV - твердість за Віккерсом, [МПа, ГПа]

$T_{\text{пл}}$  – температура плавлення, [°C]

$\nabla T, \nabla T_{\text{max}}$  - градієнти температур, [°C]

$d_3$  – середній розмір зерна, [мкм]

$\lambda$  – товщина зварюваних матеріалів, [мм]

$\Omega$  - прихована теплота кристалізації, [Дж]

$E_{\text{віль.}}$  - вільна енергія, [Дж]

$\eta$  - коефіцієнт поверхневого натягіння, [Дж·м]

$\alpha, \beta$  – фаза титанового сплаву

Ra – середньоарифметичне відхилення профілю поверхні, [мкм]

$\Pi$  - ширина зварного шва, [мм]

ЗТВ - зона термічного впливу, [м]

$r_{\text{кр.}}$  - критичний радіус, [мкм]

ККД – коефіцієнт корисної дії

КПІ ім. Ігоря Сікорського – Національний технічний університет України  
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» (Україна, м.  
Київ)

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАНУ – Інститут електрозварювання імені Є. О. Патона  
Національної академії наук України (Україна, м. Київ)

ДП НВК «Прогрес» - Державне підприємство Науково-виробничий комплекс  
«Прогрес» (Україна, м. Ніжин)

## ВСТУП

### Обґрунтування вибору теми дослідження.

Сучасні вимоги до експлуатаційної ефективності, економічності та надійності сучасних літальних та ракетних апаратів, включаючи балістичні вироби з аеродинамічно коригованою траєкторією, пов'язані з оптимізацією матеріаломісткості, збільшенням питомої міцності і механічної стійкості конструкцій. Одними з найбільш перспективних конструкційних матеріалів для цих цілей є титанові сплави. Зокрема це визнається для виготовлення елементів конструкцій з високоміцних і твердих титанових сплавів, що з'єднуються з більш пластичними і легко механічно оброблюваними титановими сплавами або сталями.

Зварювання плавленням титанових сплавів між собою і із сталями може супроводжуватися утворенням хімічної і фізичної неоднорідності зони з'єднання, що часто призводить до зниження технологічних і експлуатаційних характеристик зварного з'єднання. Практичний і теоретичний досвід, накопичений у світових провідних наукових центрах, що займаються зварюванням титанових сплавів (до яких відносяться вітчизняні ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України і НТУУ «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського») дозволяє застосовувати вже розроблені технологічні процеси, які зберігають геометричні розміри конструкції та виключають появу пір і мікротріщин в металі шва.

На практиці для виготовлення зварних конструкцій в технічних вимогах часто закладається зниження межі міцності зварного шва на 10% межі міцності основного матеріалу. У виробництві це зниження може ставати ще більше. Практичним завданням розроблення наукових основ зварювання нових пар конструкційних матеріалів є набуття механічних властивостей зони термічного впливу і матеріалу шва за рівнем не меншим від властивостей зварюваних сплавів.

Важливим питанням, що визначає актуальність наряду виконуваних досліджень в області зварювання металевих матеріалів є вибір матеріалів, які раніше не застосовувалися в зварних конструкціях, до яких в цьому дослідженні слід віднести сплави системи Ti-TiB<sub>n</sub>.

В дослідженнях, що передували цій роботі, були досліджені та вивчені процеси зварювання титану та його сплавів, були визначені найбільш перспективні способи та технологічні прийоми для значної кількості  $\alpha$ , псевдо- $\alpha$ , ( $\alpha+\beta$ ), псевдо- $\beta$  і  $\beta$ - сплавів титану, які надають підстави щодо вибору технологічних режимів зварювання для різних варіацій таких сплавів. Роботи, спрямовані на вивчення зварювальних процесів у дисперсійно зміцнених титанових сплавах, мають поодинокий характер та присвячені матеріалам, у яких титанова матриця зміцнюється дрібнодисперсними рівновісними фазами. Дослідження стосовно отримання зварних з'єднань з дисперсійно зміцненими титановими сплавами, які мають структуру композиційного матеріалу з волокнами твердої та міцної фази TiB перед проведенням циклу досліджень, що представлені у цій роботі, до теперішнього часу не виконувались.

Для проведення досліджень особливостей зварювання титанових сплавів, що мають структуру композиційного матеріалу з волокнами твердої та міцної фази TiB, були використані результати досліджень зварювання переважно  $\alpha$ , псевдо- $\alpha$ , ( $\alpha+\beta$ )-сплавів титану між собою та з іншими матеріалами, які передували цій роботі.

В роботі були проведені дослідження у наряду виявлення механічних властивостей зварного з'єднання сплаву Ti-TiB, як з таким самим сплавом, так і з іншими матеріалами, для з'ясування можливостей досягнення рівня механічних властивостей зварюваних сплавів. Завдання рівномірності з'єднання вирішувалось шляхом формування оптимальної структури матеріалу, зниження внутрішніх напружень, досягнення необхідного фазового складу. Це було реалізовано за допомогою варіювання параметрів підведення зовнішньої енергії в зону формування зварного шва, вибору початкової температури зварюваних матеріалів, проведення термічного оброблення після зварювання, використання

технологічних прокладок чужорідного металевого матеріалу, а також проведенням досліджень особливостей структури та механічних властивостей матеріалу виконаних зварних з'єднань. Вирішення задач зварювання дозволяє розширити наукові уявлення щодо особливостей фізичних властивостей сплаву Ti-TiB та шляхів оптимізації структури матеріалу зварного шва. Таким чином виконання досліджень за темою «Технологічне забезпечення процесів зварювання титанових сплавів Ti-TiB між собою і з  $(\alpha + \beta)$  титановим сплавом типу T110 та із сталлю 12X18H10T» є актуальним і представляє науковий та практичний інтерес.

### **Мета і завдання дослідження.**

Дисертаційна робота представляє результати дослідження щодо встановлення основних закономірностей формування металографічної структури матеріалу зварного шва та зони термічного впливу в умовах впливу рухливого електронного променя та вибору оптимальних швидкостей переміщення електронного променя, початкової температури, після зварювального відпалу, вибору фазового складу в зоні зварного шва для виконання зварних з'єднань сплавів Ti-TiB<sub>n</sub> як між собою, так і з титановими сплавами та іншими конструкційними матеріалами. Дослідження спрямовані на досягнення високих механічних характеристик усіх елементів зварних конструкцій, отримуваних електронно-променевим зварюванням.

**Об'єктом дослідження** було зварювання плавленням нових для цього технологічного процесу сплавів Ti-TiB як між собою, так і з традиційними конструкційними матеріалами, різними за фізичними характеристиками.

**Предметом дослідження** були структурні та механічні властивості зварних з'єднань сплавів Ti-TiB як з титановими сплавами, так і іншими матеріалами, що були виконані електронно-променевим зварюванням в умовах різних технологічних режимів та температурних впливів.

**Метою** роботи було виявлення технологічної спроможності та наукове обґрунтування технологічного забезпечення виконання зварних з'єднань сплавів Ti-TiB як з титановими сплавами, так і іншими матеріалами.

Для реалізації поставленої мети в дисертаційній роботі вирішувалися питання стосовно дослідження і встановлення шляхів вдосконалення структури Ti-TiB<sub>n</sub> в зоні зварного шва шляхом варіювання та підбору технологічних параметрів зварювання. До параметрів варіювання технологічних режимів електронно-променевого зварювання були віднесені:

- швидкість переміщення електронного променя, яка при незмінних напрузі прискорення та струму електронного пучка визначає підведення зовнішньої енергії в зону формування зварного шва;
- початкова температура зварюваних матеріалів;
- температура проведення післязварювального термічного оброблення;
- введення в зону стику зварюваних елементів технологічних прокладок з інших (чужорідних) металевих матеріалів.

Для реалізації поставленої мети в дисертаційній роботі вирішувалися наступні **завдання**:

- Аналіз опублікованих досягнень в області досліджень структури і властивостей перспективних титанових сплавів та нових сплавів Ti-TiB<sub>n</sub>, отримання нерознімних з'єднань титанових сплавів Ti-TiB між собою і з іншими металевими матеріалами, у тому числі поліпшення механічних властивостей зварних з'єднань, що включають титанові сплави, вибір і обґрунтування напрямів досліджень для досягнення необхідного рівня механічних властивостей конструкцій.
- Вибір методик і підбір устаткування для проведення досліджень.
- Дослідження впливу варіації технологічних параметрів електронно-променевого зварювання на структуру і механічні властивості матеріалу зварного з'єднання.
- Дослідження впливу змін термічного циклу зварювання на механічні властивості критичних для руйнування елементів зварного з'єднання.

- Дослідження впливу анізотропії композиційного титанового сплаву Ti-TiB на структуру і механічні властивості його зварних з'єднань.
- Опрацювання методики отримання зварного з'єднання сплаву Ti-TiB із сталлю 12X18H10T і дослідження структури матеріалу зварного шва і механічних характеристик зварного з'єднання.
- Експериментальні дослідження і практичне випробування отриманих результатів електронно-променевого зварювання.
- Впровадження розроблених положень на основі рекомендацій щодо технологічного забезпечення процесів зварювання титанових сплавів Ti-TiB, а також з ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу T110 та сталлю 12X18H10T.

### **Методи дослідження.**

Роботи стосовно розроблення технологічного забезпечення процесів зварювання титанових сплавів Ti-TiB з титановими та іншими сплавами проводилася на установці для електронно-променевого зварювання УЛ-144. Використання цієї установки, розробленої та виготовленої в ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, забезпечило можливість зварювання пластин товщиною 10 мм за один прохід ( $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА) та можливість варіювання швидкості електронного променя в діапазоні  $v_{\text{ел}}=7; 10$  і  $13$  мм·с<sup>-1</sup>, а також змінами розгортки променя від еліпсоподібної 3×4 мм до круглої форми діаметром 0,5 мм. Крім того був використана можливість попереднього нагріву зварюваних зразків електронним променем до температури 700°C та відпал зварених зразків за температури до 850°C. Параметри установки є типовими для серійних установок електронно-променевого зварювання, і це забезпечує можливість впровадження опрацьованих технологічних рекомендацій в промислове виробництво.

Для реалізації поставлених в роботі завдань та досягнення мети дисертаційного дослідження було необхідно встановлювати металографічну структуру матеріалу в області зварного шва та зоні термічного впливу із забезпеченням виявлення структурних складових з достатньою роздільністю.

Для оперативного контролю зварні з'єднання досліджували з використанням оптичної мікроскопії (мікроскоп ME IJI Techno MT 7500). Більш детальний металографічний аналіз проводився з використанням скануючого електронного мікроскопа JAMP-9500F (JEOL Ltd., Японія) з енергодисперсійним оже-спектрометром OXFORD EDS INCA Energy 350, а також скануючого електронного мікроскопа JSM-840 (JEOL Ltd., Японія) із зондом для мікрорентгеноспектрального аналізу.

Для металографічного аналізу використовувались різні режими отримання зображення: у вторинних електронах (SEI), в відображених електронах (BSE) і характеристичному рентгенівському випромінюванні. Причому у відображених електронах зображення поверхні формували в режимах - топографічному (BSE TOPO), який відбиває рельєф, та COMPO, який відбиває контраст фазових складових. Можливе збільшення електронного зображення перевищувало 10000 разів, але для аналізу структурних особливостей матеріалу в ході досліджень доцільно було використовувати збільшення у межах  $\times 500$ - $\times 5000$ . Використання мікрорентгеноспектрального аналізу надавало можливість аналізувати хімічний склад фаз та структурних утворень із локалізацією від 0,7 мкм з хімічними елементами більш важкими, ніж натрій. Для елементного аналізу більш легких елементів використовували Оже-спектральний аналіз.

Для встановлення механічних характеристик виконаних зварних з'єднань проводилися механічні випробування на розрив на розривній машині ЦД-4 згідно нотацій ГОСТ 1497-84. Для зменшення можливого впливу механічної обробки на структуру і властивості досліджуваних матеріалів зразки для дослідження мікроструктури та випробування на розтяг вирізали «водою» зі звареної пластини (гідроабразивним різанням).

Для встановлення характеру руйнування експериментальних зразків виконувався фрактографічний аналіз із використанням скануючого електронного мікроскопа JSM-840 (JEOL Ltd., Японія).

Для підтвердження повторюваності результатів дослідження в кожному експериментальному циклі використовувалося не менше 6 зразків.



Для встановлення фазового складу, ступеню викривлення кристалічної решітки, розміру кристалічних блоків виконувалися рентгеноструктурні дослідження зразків із використанням рентгенівського дифрактометра ДРОН-УМ-1 в мідному  $K_{\alpha}$ -випромінюванні (придатним для дослідження титанових сплавів) методом крокового сканування. За результатами отриманих рентгенограм кількісний фазовий аналіз зразків виконувався методом RIR.

### **Наукова новизна отриманих результатів.**

Наукова новизна результатів, отриманих у дисертаційній роботі, в основному полягає у наступному:

1. Встановлено, що електронно-променеве зварювання забезпечує отримання нерознімного зварного з'єднання сплаву Ti-TiB, який містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій основі, з рівнем механічних властивостей зони термічного впливу і матеріалу шва не меншим механічних властивостей зварюваного сплаву.
2. Встановлено, що електронно-променеве зварювання забезпечує отримання нерознімного зварного з'єднання сплаву Ti-TiB, який містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій основі, із ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу T110 з рівнем механічних властивостей зони термічного впливу і матеріалу шва не меншим механічних властивостей зварюваних сплавів.
3. Встановлено, що електронно-променеве зварювання сплаву Ti-TiB з таким самим сплавом або із ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу T110 (за параметрів режиму зварювання  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА,  $v_{\text{ел}}=7; 10$  та  $13$  мм·с<sup>-1</sup>, розгортка променя еліпсоподібна 3×4 мм) забезпечує формування зварного шва із матеріалом, що має подрібнені волокна TiB.
4. Встановлено, що під час електронно-променевого зварювання сплаву Ti-TiB, що містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій основі, з іншими титановими сплавами, використовуваними у дослідженнях цієї роботи, проведення подальшого термічного оброблення зварного з'єднання визнане доцільним для оптимізації механічних характеристик зварюваних матеріалів.

5. Встановлено, що застосування проміжних шарів з ніобію і сталі 10Г2 для електронно-променевого зварювання титанових сплавів, використовуваних у дослідженнях цієї роботи, забезпечує отримання нерознімного зварного з'єднання сплаву Ti-TiB, який містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій основі, із сталлю 12X18H10T з рівнем межі міцності в зоні термічного впливу і матеріалі шва не меншим межі плинності сталі 12X18H10T.

### **Практичне значення отриманих результатів**

1. Рекомендовані технологічні режими електронно-променевого зварювання сплаву Ti-TiB із сплавом Ti-TiB і з ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу Т110.

2. Рекомендований режим термічного оброблення зварних з'єднань сплаву Ti-TiB із сплавом Ti-TiB і з ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу Т110 для електронно-променевого зварювання.

3. Показана зварюваність сплаву Ti-TiB з ванадієм і ніобієм способом електронно-променевого зварювання.

4. Розроблений і застосований метод отримання зварного з'єднання пластин товщиною 10 мм сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T із застосуванням перехідних шарів з Nb і сталі 10Г2 з досягнутим рівнем  $\sigma_b=263,2$  МПа.

5. Розроблені в роботі рекомендації стосовно виготовлення конструкцій з титанового сплаву Ti-TiB з титановими сплавами і сталлю 12X18H10T пройшли дослідно-промислове випробування на Державному підприємстві «Науково-виробничий комплекс «Прогрес» (м. Ніжин) і забезпечили введення нового сплаву Ti-TiB в рекомендований перелік використовуваних конструкційних матеріалів. Результати роботи впроваджені у виробничий процес ДП НВК «Прогрес», що підтверджено актом у додатку.

### **Особистий внесок здобувача**

Основні результати та положення, які становлять суть дисертації, отримані автором самостійно. У публікаціях, написаних у співавторстві (див. «Список опублікованих праць здобувача за матеріалами дисертаційної роботи»),

здобувачеві належить: в роботах [1–14] – підготовка зразків, планування та проведення дослідних зварювань, участь у проведенні зварювання експериментальних зразків, оцінка та узагальнення отриманих результатів; написання первісного тексту статті, а в [12, 13] ще й обґрунтування і внесення пропозиції щодо використання подвійного прошарку, який включає ніобій і сталь 10Г2, для зварювання сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T.

Таким чином, особистий внесок здобувача полягає в постановці завдань дослідження дисертації, в його участі у обґрунтуванні та виборі режимів електронно-променевого зварювання з подальшим термічним обробленням, в аналізі мікроструктур зони термічного впливу, матеріалу шва, поверхні руйнування під час визначення механічних властивостей зварних з'єднань, у обґрунтуванні і внесенні пропозиції щодо використання подвійного прошарку, який включає ніобій і сталь 10Г2, для зварювання сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T, у формуванні змісту та написанні текстів статей, формулюванні положень, що захищаються. Здобувачем було реалізовано співробітництво з Державним підприємством «Науково-виробничий комплекс «Прогрес» стосовно впровадження у виробництво результатів, отриманих у дисертації.

### **Апробація матеріалів дисертації.**

Основні положення роботи викладено та обговорено на науково-практичних конференціях різного рівня:

- Десята всеукраїнська міжгалузева науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників «Зварювання та споріднені процеси і технології» (Київ, 7-9 червня 2017 р.);
- Одинадцята всеукраїнська міжгалузева науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників «Зварювання та споріднені процеси і технології» (Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 10-12 травня 2018 р.);
- XI Міжнародні молодіжні науково-технічні читання ім. О. Ф. Можайського (Запоріжжя, АТ «Мотор Січ», 14-17 травня 2018 р.);

- Міжнародна конференція «Титан 2018: Производство и применение в Украине» (Київ, ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України, 11-13 червня 2018 р.);
- Дванадцята всеукраїнська міжгалузева науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників «Зварювання та споріднені процеси і технології» (Київ, 24-26 червня 2019 р.);
- Тринадцята міжнародна міжгалузева науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників «Зварювання та споріднені процеси і технології» (Київ, 13-15 травня 2020 р.).

### **Структура та обсяг дисертації.**

Дисертаційна робота складається із вступу, шести розділів, загальних висновків, списку використаних джерел і додатків. Загальний обсяг роботи – 188 сторінок машинописного тексту, в тому числі 72 малюнки, 22 таблиці, список використаних джерел із 109 найменувань на 13 сторінках і 3 додатків на 11 сторінках.

## РОЗДІЛ 1

### СУЧАСНИЙ СТАН ДОСЛІДЖЕНЬ В ГАЛУЗІ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiB І МЕТА РОБОТИ

Одним із найважливіших напрямів сучасного машинобудування є використання нових матеріалів, що дозволяють не лише зменшувати вагу машинобудівних конструкцій, тривалість експлуатації деталей, збільшувати інтенсивність їх навантаження, але й надавати виробам нових функціональних можливостей. Разом з тим, для використання нових матеріалів з більш високими експлуатаційними характеристиками у конструюванні сучасних високотехнологічних виробів необхідно вирішення проблеми забезпечення можливості якісного з'єднання елементів з нових матеріалів як між собою, так і з деталями з інших конструкційних матеріалів. Зокрема, за необхідності отримання нерознімних з'єднань необхідно вирішувати задачі зварювання. Титанові сплави є одними з найбільш перспективних конструкційних матеріалів у машинобудуванні, а використання композиційних матеріалів є провідним напрямом осучаснення конструкційних матеріалів у літако-, ракето-, та суднобудуванні.

#### **1.1. Загальна характеристика сплавів Ti-TiB в системі титанових сплавів.**

Основою усіх титанових сплавів – метал титан (Ti). У якості конструкційного матеріалу чистий титан практично не використовується. Невеликий рівень густини титану дає підстави відносити його до легких металів (густина титану за температури 20°C - 4517 кг·м<sup>-3</sup>, за температури 100°C – 4506 кг·м<sup>-3</sup>, за температури плавлення  $T_{пл}$  – 44100 кг·м<sup>-3</sup>). Інші загальні властивості титану та його сплавів (див. табл. 1.1) надані зокрема в роботах [15, 22, 33, 62].

Температура плавлення титану досить висока – 1668°C, що разом з високим рівнем прихованої теплоти плавлення обумовлює потреби великих витрат енергії для його розплавлення. Теплоємність титану має тенденцію зростання з температурою до температури переходу титана з  $\alpha$ -модифікації до  $\beta$ -

модифікації ( $T_{\alpha \rightarrow \beta} = 882,5^\circ\text{C}$ ). Після досягнення  $T_{\alpha \rightarrow \beta}$ , за подальшого нагрівання теплоємність титану майже не залежить від температури.

**Таблиця 1.1** – Основні фізичні властивості титану [62].

Найменування параметра	Значення
Температура фазового перетворення $\alpha$ -титану $\rightarrow$ $\beta$ -титан, $^\circ\text{C}$	882,5
Теплота фазового перетворення $\alpha$ -титану $\rightarrow$ $\beta$ -титан, $\text{кДж}\cdot\text{моль}^{-1}$	3,47
Температура плавлення $T_{\text{пл}}$ , $^\circ\text{C}$	$1668 \pm 5$
Теплота плавлення, $\text{кДж}\cdot\text{моль}^{-1}$	18,8
Температура кипіння, $^\circ\text{C}$	3260
Теплота випаровування, $\text{кДж}\cdot\text{моль}^{-1}$	422,6
Питома ентропія (при $20^\circ\text{C}$ ), $\text{Дж}\cdot(\text{моль}\cdot\text{K})^{-1}$	30,5
Теплопровідність (при $20^\circ\text{C}$ ), $\text{Вт}\cdot(\text{м}\cdot\text{K})^{-1}$	18,85
Питома теплоємність (при 288K), $\text{кДж}\cdot(\text{кг}\cdot\text{K})^{-1}$	0,54
Модуль нормальної пружності $E$ , ГПа	112
Модуль зсуву, ГПа	41

Чистий титан характеризується низькими значеннями коефіцієнту теплопровідності (в 4 рази менші ніж у заліза, падає з ростом температури приблизно до  $500^\circ\text{C}$ .). Це обумовлює виникнення значних градієнтів температури під час локального нагрівання титану. Вищезазначені особливості теплопровідності титану та його сплавів обумовлюють особливі вимоги до термічного оброблення, завдяки якому можуть виникати значні локальні напруження у титанових конструкціях, рівень яких може бути достатнім для утворення тріщин в металі.

Титан має дві алотропічні модифікації (фази): низькотемпературну –  $\alpha$  (до  $882,5^\circ\text{C}$ ), яка має гексагональну щільно упаковану решітку, та  $\beta$  (вище  $882,5^\circ\text{C}$ ), яка має об'ємноцентровану кубічну решітку і стабільна до температури плавлення. Під час фазового переходу  $\alpha \rightarrow \beta$  густина титану зростає, при цьому

теплота перетворення досить велика (в 5 разів більша температури поліморфного перетворення в залізі) -  $4400 \text{ Дж} \cdot \text{моль}^{-1}$ .

У чистому титані не вдається зберегти  $\beta$ -фазу при  $20^\circ\text{C}$  у метастабільному стані. Поліморфне  $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення може відбуватися двома шляхами. За умови повільного охолодження і високої рухливості атомів  $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення відбувається за звичайним дифузійним механізмом з утворенням полідрічної структури твердого  $\alpha$ -розчину. За умови швидкого охолодження реалізується мартенситний (зсувний) механізм перетворення з формуванням голчастої мартенситної структури, що позначається  $\alpha'$  або за більшого ступеню легування -  $\alpha''$ . Кристалічна структура  $\alpha$ ,  $\alpha'$  та  $\alpha''$  фаз однакова – гексагонально щільно упакована, але решітка у  $\alpha'$  та  $\alpha''$  фаз більш викривлена.

Титан входить до групи перехідних елементів і має атомний радіус близький до атомного радіусу цирконію (Zr), гафнію (Hf), ванадію (V) та ніобію (Nb), що обумовлює їх здатність утворювати з титаном тверді розчини.

Особливо значний вплив на механічні властивості технічного титана має розмір зерна; причому цей вплив знаходиться в прямій залежності від вмісту в титані домішок впровадження. Титан у  $\alpha$ -модифікації відрізняється дрібнозернистою структурою, не схильною до росту під час нагрівання і не чутливою до швидкості охолодження. Критичний ступінь деформації, за якого відбувається рекристалізація і відбувається максимальне зростання розміру зерна  $\alpha$ -фази складає  $\varepsilon \sim 7\%$ .

За умови нагрівання титану в  $\beta$ -модифікації відбувається інтенсивний ріст зерна, при чому після температури  $1000^\circ\text{C}$  швидкість росту зерна різко зростає і досягає максимуму при  $1400^\circ\text{C}$  [15].

Промислові титанові сплави за типом структури поділяються на групи (табл. 1.2):  $\alpha$ -сплави, псевдо -  $\alpha$ -сплави (сплави на основі  $\alpha$ -фази з невеликою кількістю  $\beta$ -фази),  $(\alpha+\beta)$ -сплави, псевдо  $\beta$ -сплави (сплави на основі  $\beta$ -структури з невеликою кількістю  $\alpha$ -фази) і  $\beta$ -сплави.

Відповідно легуючі елементи в титанових сплавах поділяються на  $\alpha$ -стабілізатори (Al; C; N; O) і  $\beta$ -стабілізатори (V; Mo; Nb; Ta; Cr; Mn; Fe; Ni).

Орієнтовний рівень міцності  $\alpha$ -сплавів складає  $\sigma_b=440-980$  МПа (ГОСТ 19807-74),  $(\alpha+\beta)$ -сплавів -  $\sigma_b=800-1200$  МПа (ГОСТ 19807-74, ОСТ 1.90013-71), псевдо- $\beta$ -сплавів  $\sigma_b=1260-1380$  МПа (ОСТ 1.90013-71),  $\beta$ -сплавів  $\sigma_b=834-883$  МПа (ГОСТ 19807-74).

Підвищення механічних характеристик титану шляхом комплексного легування рядом зміцнюючих елементів є ефективним за досягнутим результатом. За такого легування зміцнюють  $\alpha$  та  $\beta$  тверді розчини таким чином, щоб різниця в їх механічних характеристиках була мінімізована [79, 80, 81]. Досягнення високих механічних характеристик шляхом оптимального легування є головним напрямком розвитку титанових сплавів, але це значно ускладнює технологію і здорожує виробництво таких сплавів.

Сплави з  $\alpha$ -титану з інтерметалідним зміцненням, у яких частинки інтерметалідної зміцнюючої фази формуються за рахунок евтектичного перетворення або виділення вторинних часток  $\alpha$ -фази (або  $\beta$ -фази) під час кристалізації чи старіння віднесені до дисперсно зміцнених сплавів [66].

Використання таких сплавів визнано перспективним і для їх створення у якості зміцнюючи частинок використовують силіциди, бориди, карбіди та інтерметаліди [2, 10, 11, 12, 17, 73].

Вважається, що дисперсна зміцнююча фаза в таких сплавах має бути розподілена рівномірно і мати субмікронні розміри, що не перевищують 0,2 мкм. Для досягнення високих механічних характеристик таких сплавів розмір більшості дисперсних частинок має бути меншим 100 нм [17, 73].

Напрямом створення нового типу відносно дешевих (економічних) титанових сплавів його автори [16] обрали отримання сплаву на основі технічного титану (Ti) з додаванням дибориду титану ( $TiB_2$ ). Після отримання такого сплаву в результаті розплавлення і кристалізації у градієнтному температурному полі матеріал сплаву отримує структуру композиційного матеріалу, армованого боридними волокнами. На відміну від технології порошкової металургії, у якій введення міцних армуючих волокон тугоплавких



**Таблиця 1.2** - Хімічний склад і механічні властивості промислових титанових сплавів [62].

Група сплаву	Марка сплаву	Склад головних легуючих елементів, мас.%						
		Al	Mn	V	Mo	Cr	Si	Інші елементи
$\alpha$ -сплави	BT5	4,3-6,2	-	-	-	-	-	-
	BT5-1	4,5-6,0	-	-	-	-	-	2,0-3,0 Sn
	4200	-	-	-	-	-	-	0,2 Pd
псевдо- $\alpha$ -сплави	OT4-0	0,2-1,4	0,2-1,3	-	-	-	-	-
	OT4-1	1,0-2,5	0,7-2,0	-	-	-	-	-
	OT4	3,5-5,0	0,8-2,0	-	-	-	-	-
	BT18	7,2-8,2	-	-	0,2-1,0	-	0,18-0,5	-
	BT20	6,0-7,5	-	0,8-1,8	0,5-2,0	-	-	0,5-1,5Nb; 10-1-12Zr
	AT3	2,5-3,5	-	-	-	0,4-0,9	0,25-0,6	0,1B; 0,25-0,6Fe
	AT6	5,0-6,5	-	-	-	0,4-0,9	0,25-0,6	0,1B; 0,25-0,6Fe
	PT7M	1,8-2,5	-	-	-	-	-	2-3Zr
	PT3B	3,5-5,0	-	1,5-2,5	-	-	-	-
	TC5	5	-	2	-	-	-	2Zr; 3Sn
	BT25	6,8	-	-	2	-	-	1,7Zr; 2Sn; 0,7W; 0,2Si
$(\alpha+\beta)$ -сплави	BT6C	5-6,5	-	3,5-4,5	-	-	-	-
	BT6	5,5-7,0	-	4,2-6,0	-	-	-	-
	BT8	6,0-7,3	-	-	2,8-3,8	-	0,2-0,4	-
	BT9	5,8-7,0	-	-	2,8-3,8	-	0,2-0,36	0,8-2,5Zr
	BT14	4,5-6,3	-	0,9-1,9	2,5-3,8	-	-	-
	BT16	1,6-3,0	-	4,0-5,0	4,5-5,5	-	-	-
	BT3-1	5,5-7,0	-	-	2,0-3,0	1,0-2,5	0,15-0,4	0,2-0,7Fe
	BT22	4,0-5,7	-	4-5,5	4,5-5	0,5-2	-	0,5-1,5Fe
	BT23	5,5	-	4,5	2	1	-	0,7Fe
	BT30	-	-	-	11	-	-	6Sn; 4Zr
	4207	-	-	-	-	-	-	2,5Ni; 2Zr

Група сплаву	Марка сплаву	Склад головних легуючих елементів, мас.%						
		Al	Mn	V	Mo	Cr	Si	Інші елементи
псевдо- $\beta$ -сплави	BT15	2,3-3,6	-	-	6,8-8,0	9,5-11	-	1Zr
	ТС6	3	-	6	5	11	-	-
	BT32	2,5	-	8,5	8,5	1,2	-	1,2Fe
$\beta$ -сплави	4201	-	-	-	31-35	-	0,10	0,25Fe

сполук здійснюється під час формування порошкової заготовки, у варіанті нового типу титанових сплавів [16] волокна формуються під час кристалізації заготовки. В результаті такого легування механічні властивості отриманого сплаву зростають удвічі (табл. 1.3).

В цьому ж напрямку розвиваються і інші роботи [10, 11, 90, 91, 95], автори яких також отримують титанову матрицю, армовану боридними волокнами, через плавлення суміші складових титанової матриці та боридів і карбидів титану.

Серед різних керамічних зміцнюючих волокон TiB і TiC є найбільш відповідними, оскільки мають високу міцність, високий модуль пружності, близький до титану коефіцієнт термічного розширення за низької розчинності бору і вуглецю у титані.

**Таблиця 1.3** – Характеристики механічних властивостей титану і титанового сплаву Ti-TiB [16].

Механічні властивості титану і титанового сплаву Ti-TiB						Джерело
Матеріал	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	HV, МПа	
Технічний титан	350-500	450-550	25	55	1400-2000	[16]
BT1-0	-	295-440	24-25	42-55	-	ГОСТ 26492-85
Ti-TiB	631	882	13	16	3500-3700	[16]

У відомих роботах [11, 90, 91, 95] їх автори побудували іншу технологію отримання титанових сплавів, армованих боридами і карбідами, яка ґрунтується на додаванні в розплав титанової матриці бору і вуглецю, що призводило до утворення коротких волокон TiB і часток TiC. За твердженнями авторів цих робіт механічна поведінка таких композиційних матеріалів залежить від об'ємної долі, морфології, розподілу зміцнюючих волокон і часток, адгезійної міцності меж матриця-волокно, а також від вибору матричного сплаву і його мікроструктури. У якості матриці сплавів у вищевказаних роботах використовувались жароміцні титанові сплави VT8, VT25U і VT18U. Для композиційних матеріалів на основі VT18U і VT25U з оптимізованим змістом TiB додавали армування частками TiC. За міцністю і опором повзучості отримані композиційні матеріали на основі жароміцних титанових сплавів, армованих моноборидом титану, значно перевершували матричні сплави при збереженні пластичності на рівні  $\delta=3-7\%$ . Проведений аналіз анізотропії механічних характеристик показав, що присутність переважно орієнтованих волокон бориду сприятлива для міцності, опору повзучості. Проте відмінність у вказаних характеристиках між станами з переважно орієнтованими і роздробленими, хаотично орієнтованими боридами виявилася незначною. В роботах [11, 90, 91, 95] було виявлено, що додаткове армування частками TiC (після ідентичної деформаційно термічного оброблення) малоефективне для міцності і опору повзучості, але призводить до різкого зниження пластичності за кімнатної температури. Дослідження [11, 90, 91, 95] показали високу адгезійну міцність проміж матрицею і волокном, що зберігається з підвищенням температури до 700°C. Для подальших досліджень цієї дисертаційної роботи важливо відзначити, що основним механізмом руйнування композиційних матеріалів нових титанових сплавів було встановлено крихке руйнування великих волокон TiB і часток TiC з подальшим в'язким руйнуванням матриці.

## **1.2. Зварювання сплавів Ti-TiВ як між собою, так і з титановими сплавами та іншими матеріалами. Мета і задачі роботи.**

Здійснення процесу зварювання титанових сплавів можливе через плавлення або у твердому стані [36, 37]. В титанових сплавах, які характеризуються малою теплопровідністю (табл. 1.1), концентрована енергія, що підводиться до зони зварювання, призводить до швидкого розігріву. Це забезпечує економію енергії під час зварювання плавленням, але обумовлює значні градієнти температури та може призводити до зростання внутрішніх напружень в області зварного шва [2, 23]. Зварювання високоміцних титанових сплавів виконується переважно електронно-променевим зварюванням [22, 23], а також аргоно-дуговим способом [3, 23, 84] або лазерним променем [2, 23, 84]. Перевагами аргоно-дугового зварювання визнається можливість введення у зварний шов присадних матеріалів (можливість міняти елементний склад матеріалу шва), порівняна простота процесу і невелика вартість необхідного устаткування. Зварювання електронним або лазерним променем дозволяють значно зменшити ширину зони зварного шва, досягти великої продуктивності та точного регулювання параметрів підводу енергії, забезпечувати попередній або післязварювальний відпал виконаного з'єднання.

Відомі також певні варіації у зварюванні титанових сплавів. Зокрема, для зменшення вартості потужного лазерного устаткування використовують лазерно-дугове зварювання, яке дозволяє поєднувати переваги обох цих видів [84]. Звісно, кожен із способів зварювання плавленням залишає свої характерні риси в структурі матеріалу. У металі шва зварних з'єднань титанових  $\alpha+\beta$ -сплавів, виконаних лазерним зварюванням, формуються витягнуті, переважно в напрямку тепловідводу, первинні  $\beta$ -зерна мартенситного типу. У зоні термічного впливу під час лазерного зварювання титанових  $\alpha + \beta$ -сплавів відсутня ділянка великого зерна, що відрізняє таку зону після зварювання плавленням іншими способами [3].

У металі шва зварних з'єднань титанових  $\alpha+\beta$ -сплавів, виконаних лазерно-дуговим зварюванням, формуються так само, як і у лазерному зварюванні,

витягнуті в напрямку тепловідводу первинні  $\beta$ -зерна по всій висоті шва. У зоні термічного впливу зварного з'єднання, виконаного лазерно-дуговим зварюванням, на відміну від лазерного зварювання, присутні три характерних ділянки: ділянка великого зерна; ділянка повної перекристалізації та ділянка неповної перекристалізації; які зазвичай характерні і для інших способів зварювання плавленням [3].

Застосування аргано-дугового зварювання у більшості випадків потребує використання флюсів або присадних матеріалів, таке зварювання дозволяє збільшувати в'язкість металу шва та ширину зони термічного впливу [2, 3, 23]. Однією з особливостей вказаного зварювання титанових сплавів є необхідність забезпечення первинного та вторинного захисту металу розплаву та зварного шва із зоною термічного впливу до охолодження нижче 420-430°C. Крім того необхідне забезпечення захисту зворотної сторони зварного шва. Це пов'язане із значною схильністю титанових сплавів до поглинання газів, наявність яких в матеріалі значно погіршує його механічні характеристики [22, 23]. Ефективний шлях вирішення проблеми захисту зварного з'єднання сплавів титану дуговим зварюванням від шкідливого впливу хімічно активних газів був знайдений через використання флюсів, які вміщують фтор [3]. Ще однією важливою особливістю наслідків аргано-дугового зварювання титанових сплавів є значна ширина зварного шва та зони термічного впливу (у порівнянні із лазерним та електронно-променевим зварюванням).

Для виключення перегріву зони термічного впливу, яке можливе внаслідок низької теплопровідності і об'ємної теплоємності титану, для зварювання титанових сплавів кращими є методи зварювання, за яких мінімізується тривалість перебування металу в області високих температур і досягається максимальна швидкість охолодження. Однак під час зварювання високолегованих міцних титанових сплавів, для уникнення окрихчування зони термічного впливу в зварювальному циклі доцільно забезпечувати уповільнене охолодження [23].

Окремим напрямком розвитку технологій виконання титанових зварних конструкцій є зварювання титану і його сплавів зі сплавами, які під час сплавлення з титаном утворюють інтерметаліди. До таких сплавів серед конструкційних матеріалів широкого вжитку насамперед відносяться сталі та алюмінієві сплави. Разом з цим, використання елементів з титану та сталі або алюмінієвих сплавів в одній зварній конструкції (де це необхідно за умовами виконання конструкції виробу) дозволяє підвищити як її експлуатаційні характеристики, так і економічну ефективність [21, 23, 36, 37]. Неможливість отримання якісних зварних конструкцій з титану та сталі через плавлення було доведено у багатьох роботах (зокрема в одній із таких робіт [37] був наведений огляд цього питання). Для запобігання утворення інтерметалідів під час сплавлення залізних сплавів з титаном та з його сплавами використовуються проміжні вставки з матеріалів, які мають необмежену або значну розчинність у титані та у залізі [37]. У більшості варіантів комбінацій матеріалів проміжної вставки не вдається досягти одночасних задовільних механічних характеристик зварних з'єднань «титановий сплав - вставка» та «вставка – сталь». Це пов'язано з тим, що хоча б в одному із виконаних зварних швів утворюється крихка фаза. Тому для зварювання плавленням титанових сплавів зі сталями зварювання виконується переважно через дві проміжні вставки [23, 37]. За умови використання ванадію у якості проміжної вставки для електронно-променевого зварювання титанового сплаву ОТ1-1 з феритними сталями було досягнуто міцність зварного з'єднання на рівні параметрів механічної міцності сталі [20, 37]. Відомо, що за умови концентрації вуглецю в металі зварного шва, яка перевищує 0,06 мас.%, спостерігається крихке руйнування по зоні сплавлення «ванадій - зварний шов» [19]. За висновком авторів роботи [37] зварювання плавленням титана зі сталлю можливе лише із застосуванням проміжних бар'єрних прошарків.

Альтернативним напрямком отримання зварних з'єднань з титану і його сплавів зі сплавами, які під час сплавлення з титаном утворюють інтерметаліди, є зварювання у твердому стані [36]. Необхідною умовою створення таких

з'єднань є протікання процесів пластичної деформації за усіх способах зварювання без плавлення. Ці способи розрізняються між собою за інтенсивністю пластичної деформації, критерієм якої є швидкість пластичної деформації. За цим критерієм автори [35] розрізняють три групи силової дії.

Перша група (швидкість пластичної деформації складає  $10^{-4}$ – $10^{-6}$  с<sup>-1</sup>) характеризується умовами, в яких реалізується деформаційний механізм повзучості, і відноситься до дифузійного зварювання.

До другої групи віднесені способи зварювання з вимушеним механізмом пластичної деформації зі швидкістю пластичної деформації  $10^{-1}$ – $10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. В більшості випадків ці способи передбачають попередній підігрів зварюваних матеріалів.

Третю групу складають способи зварювання з інтенсивним силовим впливом, що забезпечує швидкість пластичної деформації, яка складає  $10$ – $10^4$  с<sup>-1</sup> і має імпульсний характер. До силових впливів такого виду відносяться вибух, механічний удар, магнітний імпульс, електрична іскра тощо. На відміну від перших двох груп в цих способах використовуються не дифузійні процеси, а процеси масопереносу за імпульсного навантаження, які на порядки інтенсивніші і не призводять до рівноважного стану в зоні масопереносу [14].

Способи зварювання із першої групи силових впливів передбачають формування зварного шва за рахунок взаємної дифузії елементів зварюваних металів. В зв'язку з цим, під час зварювання цими способами металів, які утворюють інтерметаліди, у зварному шві переважно спостерігається утворення інтерметалідів. Такі з'єднання зазвичай характеризуються великим розбігом характеристик міцності і низькою пластичністю [23, 35, 36]. Дифузійне зварювання титану зі сталлю 12X18H10T призводить до утворення з'єднання з міцністю до 250-270 МПа [25, 75]. Для запобігання утворення інтерметалідів в зоні зварного шва деякі автори робіт [74] використовували вставки ванадію між титаном та сталлю, що дозволяло досягати міцності зварного з'єднання на рівні 300 МПа.

В другій групі способів зварювання силові впливи здійснюються зварюванням тертям, прокатуванням та холодним зварюванням з локальним підігрівом зони стику [23]. За умови холодного зварювання титану зі сталлю 12Х18Н10Т ступінь осадки (деформації) титану досягає 80%. Особливістю холодного зварювання титану зі сталлю є різке окрихчування за підвищення температури до 800°C на час 10-20 с. Автори роботи [36] відзначали, що найбільш високу якість зварного з'єднання титану зі сталлю 12Х18Н10Т вони отримували за використання тонких покриттів, що були нанесені гальванічним способом на сталь. Близькі результати були отримані і під час зварювання титану марки ВТ1-0 зі сталлю Ст.20. У якості тонкого прошарку на сталі використовували ніобій, залізо, нікель, мідь та ніобій з залізом. Внаслідок підігрівання зварного стику до температури утворення евтектики утворюється рідка фаза, яка витискається під час деформування. Залишки евтектики в зоні зварного шва є ініціаторами крихкого руйнування зварної конструкції по шву. Як і у випадку зварювання титанових сплавів зі сталлю через плавлення найбільш перспективними для зварювання тертям визнано використання подвійних прошарків: ніобій з боку титану та залізо з боку сталі 12Х18Н10Т [36].

Зварювання титану зі сталлю прокатуванням більш ефективно здійснюється в умовах вакууму [23]. Показано, що збільшення вмісту вуглецю з 0,028% до 0,45%, у зварних з'єднань титану ВТ1-1 зі сталями, виконаних прокаткою, призводить до зниження межі міцності із 260 МПа до 140 МПа. У роботі [23] відзначається, що використання в таких з'єднаннях чистого ванадію призводить до підвищення міцності зони зварного шва і до руйнування такого з'єднання не по зварному шву, а по титану (в умовах розтягування). Разом із цим підвищення у ванадію вмісту вуглецю з 0,02% до 0,3% призводить до крихкого руйнування в зоні зварного шва, яке ініціюється в області карбідів ванадію.

Для реалізації третьої групи способів зварювання найбільш типовими є зварювання вибухом [27] та зварювання ударом у вакуумі [76]. Для зварного шва, що формується на межі титану та сталі за умови зварювання вибухом, характерне утворення зон завихрення в яких склад основних елементів відповідає 62% заліза



та 38% титану, що відповідає інтерметаліду  $\text{Fe}_2\text{Ti}$ . Міцність отриманого з'єднання складає 350-380 МПа [27]. У роботі [67] показано, що за умови зварюванні вибухом із утворенням синусоїдальної межі з'єднання без зон завихрення, яке реалізується за м'яких режимів зварювання, досягається зварне з'єднання листів титану ВТ1-0 товщиною 2 мм і сталі Ст3 товщиною 10 мм з міцністю 550 МПа. Подальше термічне оброблення зварної конструкції за температури  $850^\circ\text{C}$  [38] призводить до зниження міцності до 10-40 МПа. Все це свідчить про метастабільний стан матеріалу в зоні зварного шва. За умови підвищення температури відбувається релаксація до рівноважного стану, який відповідає утворенню інтерметалідів з негативними наслідками для характеристик міцності зварного з'єднання.

В ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України був розроблений спосіб зварювання металевих матеріалів ударом у вакуумі [26]. Спосіб передбачає, що стиковані поверхні зварюваних елементів підігріваються у вакуумі до температури, яка перевищує  $0,5T_{\text{пл}}$ . Далі на ці поверхні передається імпульс механічного удару, що призводить до пластичного деформування зі швидкістю  $10\text{-}10^3 \text{ c}^{-1}$ . За рахунок масопереносу, що відбувається у металах в умовах такого навантаження [14], формується зварний шов. Висока швидкість протікання процесу, мала його тривалість ( $\sim 1 \text{ мс}$ ), забезпечують відсутність інтерметалідів, які не встигають зароджуватись за таких умов [13, 14]. Разом з цим, за умови нагрівання такого зварного з'єднання, або за умови перегрівання стикованих поверхонь, інтерметаліди утворюються, що обмежує умови експлуатації зварних конструкцій, отриманих цим способом. Другим принциповим обмеженням, притаманним усім способам третьої групи способів зварювання – є вимога достатньої пластичності зварюваних матеріалів, оскільки в іншому випадку можливе їх руйнування або утворення тріщин в умовах імпульсного навантаження.

Головною ознакою сплаву  $\text{Ti-TiB}$ , що відрізняє його від інших титанових сплавів, є наявність в сплаві армуючих волокон  $\text{TiB}$ . Саме вони визначають підвищений рівень механічних властивостей цього сплаву, які значно

перевищують характеристики титанової матриці. Для успішного зварювання таких сплавів між собою або з іншими конструкційними матеріалами необхідно формувати зварний шов із структурою, яка зберігає наявність армуючих волокон TiB. При цьому відомо, що структура із подрібненим зерном має механічні властивості більш високого рівня. Ця закономірність зберігається і для мікрОВОЛОКОН, оскільки відомо, що нанометрові волокна набувають більшої міцності, яка іноді наближається до теоретичної [87]. Така залежність для межі плинності матеріалів із середнім розміром зерна  $d_z > 1$  мкм визначається формулою Хола Петча:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_0 + k_d \cdot d_z^{1/2} \quad (1.1)$$

де  $\sigma_0$  визначається механічне напруження, необхідне для старту дислокацій в монокристалі, а  $k_d$  - коефіцієнт, що є характерним для кожного матеріалу.

Таким чином, для збереження або підвищення механічних характеристик зварного шва сплаву Ti-TiB у порівнянні із механічними характеристиками зварюваних матеріалів, доцільне збереження його армованої мікроструктури зі збереженням розмірів або подрібненням волокон, що забезпечують зміцнення титанової матриці.

У разі неможливості збереження армованої мікроструктури в матеріалі зварного шва з'єднання сплаву Ti-TiB із різними матеріалами, альтернативним напрямком вирішення задачі забезпечення необхідних механічних характеристик матеріалу зварного шва є його зміцнення за рахунок введення до нього легуючих елементів, що в цілому є традиційним шляхом зміцнення титану і отримання міцних титанових сплавів.

Необхідно враховувати і можливий негативний вплив на властивості зварного з'єднання сплаву Ti-TiB з різними матеріалами прошарків інтерметалідів, які можуть утворюватися в процесі зварювання [21, 22, 23, 36, 37]. Їх утворення можливе як у зварному шві, так і у зоні термічного впливу. Найбільш негативний вплив такі фазові утворення надають у разі співпадіння

орієнтації поверхні такого інтерметалідного прошарку з поверхнею зварного стику. Це призводить до збільшення площі поверхні, здатної до ініціювання крихкого руйнування, а відповідно і до вірогідності такого руйнування.

**Метою** цієї дисертаційної роботи є виявлення технологічної спроможності та наукове обґрунтування технологічного забезпечення виконання зварних з'єднань сплавів Ti-TiB, як з титановими сплавами, так і з іншими матеріалами.

Відповідно, для успішного вирішення завдання технологічного забезпечення виконання зварного з'єднання сплаву Ti-TiB з різними матеріалами було необхідно вирішити наступні **задачі**:

- Визначення технологічних параметрів, які забезпечують формування суцільного і безперервного зварного шва сплаву Ti-TiB з різними матеріалами.
- Формування в зварному шві матеріалу, який має мікрОВОЛОКОННУ структуру Ti-TiB та механічні властивості, не гірші за механічні властивості зварюваних матеріалів.
- Забезпечення відсутності пор, тріщин та інших макродефектів в матеріалі зварного шва та у зоні термічного впливу.
- Забезпечення відсутності в матеріалі зварного шва і у зоні термічного впливу з'єднань сплаву Ti-TiB з іншими матеріалами шкідливих фазових утворень (насамперед різних інтерметалідів) та забезпечення можливості зменшення ширини зони термічного впливу для зменшення імовірності розвитку в цій зоні неконтрольованих процесів утворення шкідливих фаз чи зон концентрації термомеханічних напружень.

## РОЗДІЛ 2

### МЕТОДИЧНІ ПИТАННЯ ДОСЛІДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiB

Для вирішення поставлених в роботі задач та досягнення мети цієї роботи необхідно вибрати матеріали для проведення експериментів, визначити їх вихідні властивості, скласти методику приготування експериментальних зразків та проведення їх зварювання. Для визначення структурних та механічних властивостей мають бути обрані сучасне дослідне обладнання та методики відповідних досліджень.

#### 2.1. Досліджувані матеріали.

Базовими досліджуваними матеріалами у експериментах, виконуваних у цій роботі були титанові сплави. Чистий титан має низьку твердість, модуль Юнга і порівняно невисоку межу міцності (~480 МПа). Це визначає його обмежену придатність для застосування в машинобудівних конструкціях в чистому вигляді. Для підвищення міцності, твердості, зносостійкості титану в широкому інтервалі температур титанові матриці армують безперервними і переривчастими, високо модульними волокнами. Обов'язковими вимогами під час виготовлення таких композиційних матеріалів є хімічна стабільність зміцнюючого компонента і близькі значення коефіцієнтів термічного розширення матриці і зміцнювача. У оптимальному ступеню цим вимогам для титанової матриці відповідає моноборід титану (табл. 2.1) [88, 90, 92, 104, 106, 109].

**Таблиця 2.1** – Характеристики фізичних властивостей можливих зміцнювачів титану.

Назва властивості	Зміцнювач				
	Ti	TiB	TiB <sub>2</sub>	TiC	B <sub>4</sub> C
Густина, кг/м <sup>3</sup> (×10 <sup>-3</sup> )	4,52	4,56	4,52	4,92	2,52
Модуль Юнга, ГПа	141	550	529	460	449

Межа міцності, МПа	400	800	-	345	-
Коефіцієнт термічного розширення за 20°C ( $\times 10^6$ )	8,6	8,6	6,4	7,4	4,5

Міцність вищевказаних металокерамічних композитів визначає розмір і кількість армуючих волокон [6, 86]. Розмір і кількість волокон з боридів титану за кристалізації із розплавів евтектичних сплавів системи Ti-B [89] визначається, насамперед, градієнтом температури на фронті кристалізації, однорідністю хімічного складу за обсягом розплаву і стабільністю теплових умов.

Порівняння характеристик механічних властивостей титану та сплаву Ti-TiB [10, 12, 16], представлених в таблиці 1.3 та таблиці 2.2, дозволяє зазначити, що, незважаючи на маловитратне легування сплаву Ti-TiB, цей сплав володіє міцністю і твердістю, яка майже двократно перевищує відповідні характеристики чистого титану.

**Таблиця 2.2** – Характеристики механічних властивостей титанових сплавів Ti-TiB.

Механічні властивості титану і титанового сплаву Ti-TiB						Джерело
Матеріал	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	НV, МПа	
Ti-1,5% TiB	550	710	13	21	3000	[10, 12]
Ti-2% TiB	570	790	24-25	18	3300	[10, 12]
Ti-5% TiB	631	882	13	16	3500-3700	[16]

Сплав Ti-TiB, який використовувався в цьому дослідженні, був отриманий способом, описаним в [16], а саме шляхом спікання порошків Ti (марка ПТК-1 ТУ 14-22-57-92, фракція 45-100 мкм >85%, хімічний склад, мас. %: N-0,07%, C-0,05%, H-0,35%, Fe-0,35%, Si-0,10%, Ca-0,08%, Cl-0,003%, Ti - інше) і TiB<sub>2</sub> (фракційний розмір ~ 5 мкм, хімічний склад (ТУ 113-07-11.040-89): Ti~70%, B~30%, Fe <0,05% і C <0,1%), яке здійснювали після змішування Ti-95% і TiB<sub>2</sub>-

5%, пресування  $P = 0,65$  ГПа і відпалу в температурному діапазоні  $\beta$ -області (температура початку спікання  $10^3$ °C, нагрівання зі швидкістю  $0,03$  град·с<sup>-1</sup> до  $1200$ °C, 3 години,  $10$  Па). Отриманими брикетами діаметром  $30$  мм і висотою  $20$  мм заповнювали камеру плавлення електронно-променевої установки УЕ-208 із застосуванням проміжної ємності.

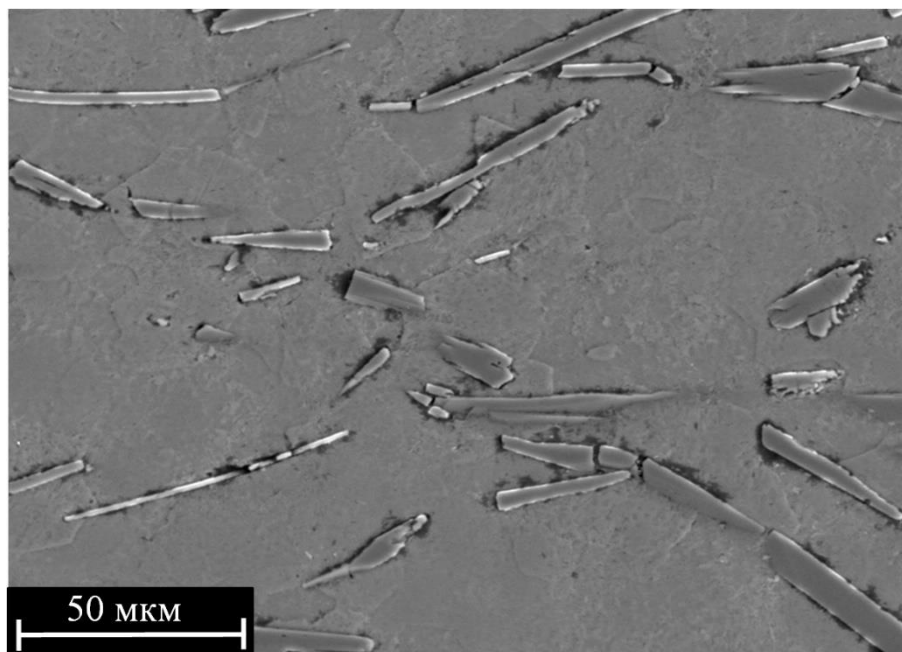
Плавлення виконували в умовах вакууму  $(7-9) \times 10^{-2}$  Па в проміжній ємності, зливаючи розплав в мідний водоохолоджуваній кристалізатор діаметром  $110$  мм. У кристалізаторі забезпечували спрямований тепловідвід шляхом нагрівання поверхні розплаву в кристалізаторі електронними променями двох електронних гармат з діаметром плями розігріву  $35-40$  мкм (швидкість сканування  $5$  мм·с<sup>-1</sup>). При цьому поверхня злитка розігрівалася і, перебуваючи в розплавленому стані, формувала температурний градієнт, що забезпечує спрямовану кристалізацію з формуванням боридних волокон [16]. Після механічного оброблення злитка зі зняттям шару  $2,5$  мм проводилося багаторазове деформаційне оброблення на прокатному стані  $500/350$  «Skoda» зі ступенем пластичної деформації  $\varepsilon = 20\%$ . Кінцева товщина заготовки для експериментальних зразків становила  $10$  мм. Розкрій заготовки виконували способом гідроабразивного різання. Торці розрізу зразків шліфували для забезпечення паралельності стику зварюваних поверхонь (середньоарифметичне відхилення профілю поверхні  $Ra < 3,2$  мкм).

Зразки для металографічних досліджень готувались з використанням прецизійного гідроабразивного комплексу KGA 2-R-2500 шляхом перерізання в площині перпендикулярній поверхні зварюваного стику з наступним шліфуванням і поліруванням, зняттям  $0,5$  мм від зразка. Для виявлення металографічної структури зразки були травлені в розчині плавикової кислоти ( $15\% \text{HF} + 55\% \text{H}_2\text{O} + 30\% \text{HNO}_3$ ).

Мікроструктура отриманого сплаву Ti-TiB, який складається із Ti-матриці з армуючими боридними волокнами, показана на рисунку 2.1.

Кількісне співвідношення фаз Ti і TiB в експериментальних зразках контролювалося кількісним рентгенівським фазовим аналізом методом RIR і

Оже-спектральним аналізом, яким визначали кількісне співвідношення вмісту бору і титану.

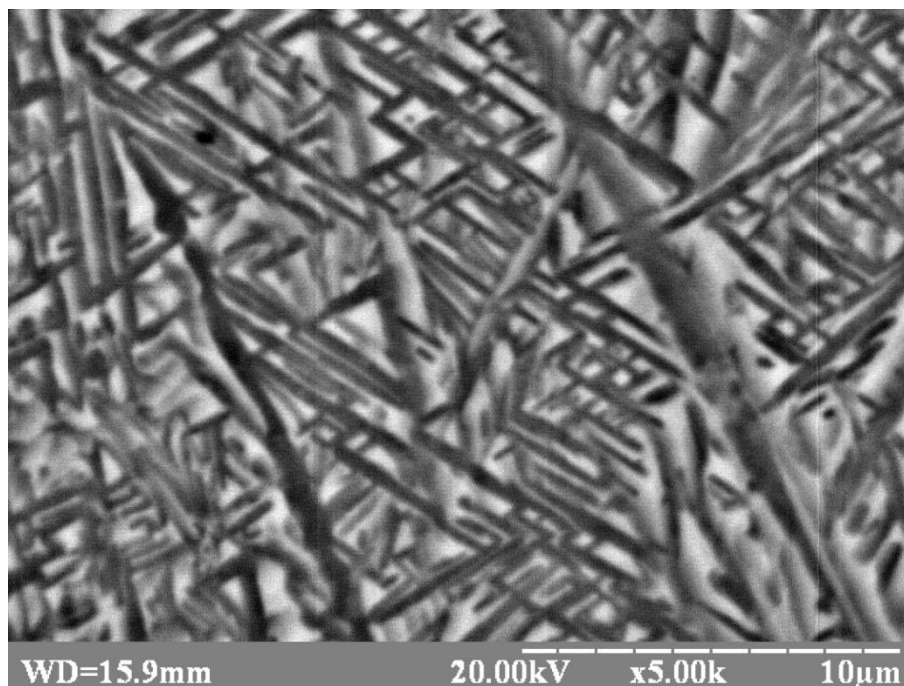


**Рисунок 2.1** – Мікроструктура сплаву Ti-TiB перед зварюванням.

Металографічний аналіз показав, що у зварюваному матеріалі Ti-TiB мікрОВОлокна TiB були розподілені рівномірно по всьому об'єму титанової матриці ( $\alpha$ -Ti), їх товщина становила 2-7 мкм (див. рис. 2.1), довжина волокон варіювалася в діапазоні від 8 мкм до 70 мкм. Товщина волокон TiB співвідносилася з їх довжиною в середньому у співвідношенні 1:3, однак зазначене співвідношення для різних включень змінювалося в межах від 2:3 до 1:15.

За складом використовуваний ( $\alpha+\beta$ ) титановий сплав (Al-3,5%, Nb-3,0%, Fe-2,5%, V-1,9%, Mo-1,4%, Zr-1,3%, Si-0,1%, Ti – інше) аналогічний сплаву марки T110 (5,0-6,0% Al, 3,5-4,8% Nb, 1,5-2,5% Fe, 0,8-2,0% V, 0,8-1,8% Mo, 0,3-0,8% Zr, 0,09% O<sub>2</sub>, 0,02% N<sub>2</sub>, 0,003% H<sub>2</sub>), який був розроблений спільно ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України та ДП «Антонов» (патент України № 40087С2 від 16.06.2003 р.) та має досить високі механічні властивості [16]. Мікроструктура ( $\alpha+\beta$ ) титанового сплаву типу T110 представлена на рисунку 2.2. Мікроструктурі цього сплаву після прокатки відповідають лише великі пластини  $\alpha$ -фази, що розділяють зерна  $\beta$ -фази, які утворилися ще під час кристалізації виливка.

Подібну мікроструктуру має литий титановий сплав T110, деформований за температур верхньої частини  $(\alpha+\beta)$ -області (нижче температури завершення поліморфного перетворення  $T_{\alpha \rightarrow \beta}$ ) зі ступенями деформації не більше 60-70% [29, 53].



**Рисунок 2.2** – Мікроструктура  $(\alpha+\beta)$  титанового сплаву типу T110 перед зварюванням.

Механічні властивості  $(\alpha+\beta)$  титанового сплаву типу T110 та сплаву T110 наведені у таблиці 2.3.

**Таблиця 2.3** – Характеристики механічних властивостей  $(\alpha+\beta)$  титанового сплаву.

Тип сплаву	Характеристики механічних властивостей			Джерело
	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	
$(\alpha+\beta)$ титановий сплав типу T110	905	973	1,2	дослідження автора
Сплав T110	896	958	8,4	[52]



Близькість мікроструктури та механічних характеристик ( $\alpha+\beta$ ) титанового сплаву типу Т110, який використовувався в дослідженнях цієї роботи, та сплаву Т110 дає підстави вважати їх аналогічними і поширювати відомі закономірності, що притаманні сплаву Т110, на ( $\alpha+\beta$ ) титановий сплав типу Т110.

Дослідницькі зразки зі сталі 12Х18Н10Т (ГОСТ 2590-88) розміром 50×100×10 мм для зварювання зі зразками із сплаву Ti-TiВ виготовлялись із круглих заготовок шляхом механічного оброблення на фрезерному і плоскошліфовальному верстатах ( $Ra < 3,2$  мкм).

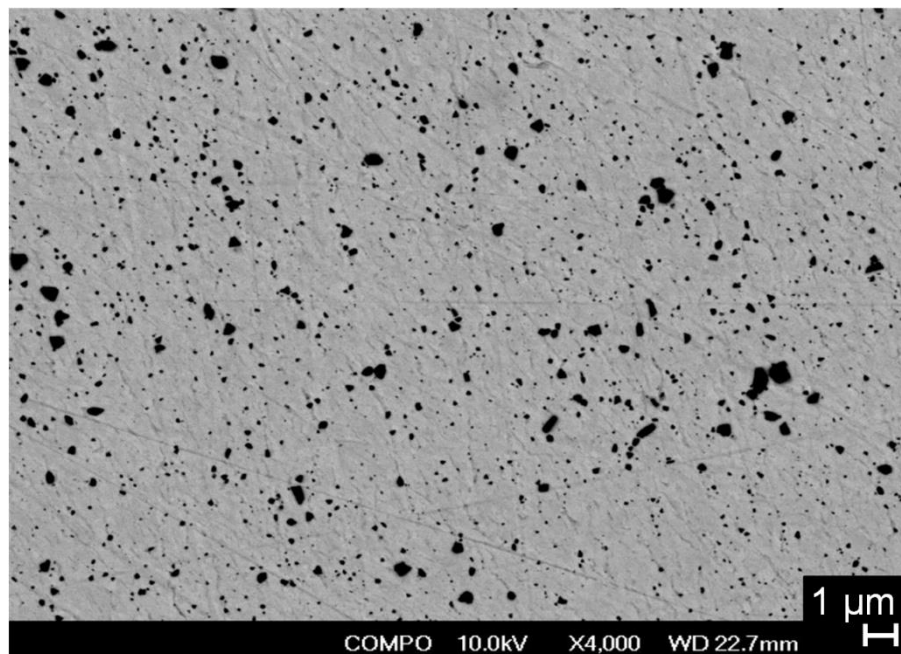
У якості допоміжних матеріалів для вставок, що використовували під час виконання зварних з'єднань, використовували ванадій, ніобій, сталь 10Г2. Механічні властивості ванадію, ніобію, сталей 12Х18Н10Т та сталі 2Г10 наведені у таблиці 2.4.

Використаний в роботі ніобій відповідав марці СБ-1, ТУ 48-4-337-75 (Nb-98,8%, Zr-0,9%, W-0,1%, Mo-0,1%, інші домішки - 0,1%) і застосовувався у вигляді смуги шириною 10 і 18 мм, товщиною 2,0 мм, довжиною 100 мм. Застосовувану смугу шліфували ( $Ra < 3,2$  мкм) і піддавали хімічному травленню в розчині: 20% HF + 10% HNO<sub>3</sub> + 18% H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> + 52% H<sub>2</sub>O.

**Таблиця 2.4** – Характеристики механічних властивостей допоміжних матеріалів (сталь 12Х18Н10Т, сталь 10Г2, ванадій, ніобій).

Тип сплаву	Характеристики механічних властивостей			Джерело
	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_{в}$ , МПа	$\delta$ , %	
Сталь 12Х18Н10Т	520	200	40	ГОСТ 5949-75
Сталь 10Г2	420	245	22	ГОСТ 4543-71
Ванадій	-	176-442	25-40	[24]
Ніобій	-	345-491	30-40	[24]

Пластини з ванадію ( $50 \times 50 \times 2$  мм) постачалися від HMW Hauner GmbH & Co.KG чистотою 99,0% (матеріал містить близько 0,98% С у вигляді карбіду ванадію, див. рис. 2.3).



**Рисунок 2.3** – Мікроструктура ванадію з включеннями карбіду ванадію.

## **2.2. Технологія зварювання та устаткування.**

Аналіз сучасного досвіду зварювання матеріалів на основі титану (див. параграф 1.2) показав, що головними способами, які використовуються для виконання зварних конструкцій з титановими сплавами, є аргоно-дугове, електронно-променеве та лазерне зварювання. Для вирішення задач, визначених у цій роботі, було необхідним виконання стикових з'єднань дослідних зразків зі сплавів Ti-TiB і відповідного технологічного забезпечення виконання зварних з'єднань сплавів Ti-TiB як з титановими сплавами (сплави Ti-TiB та T110), так і зі сталлю 12X18H10T, яка є однією із найпроблемніших для зварювання із титаном. З огляду на такі потреби задача вибору основного способу зварювання із вищезазначених головних способів була нагальною необхідністю.

Використання способів зварювання в твердому стані є перспективним і може розглядатись у числі пріоритетних для зварювання сплавів Ti-TiB. Але дифузійне зварювання має малу продуктивність в умовах дрібносерійного

виробництва, а зварювання вибухом або ударом у вакуумі передбачає необхідність високошвидкісного пластичного деформування, що є проблемним без крихкого руйнування [43]. Специфіка зварювання вибухом та ударом у вакуумі дозволяє отримувати унікальні за фізичними властивостями результати, але має певні обмеження за особливостями самого процесу. Зокрема, зварювання вибухом передбачає зварювання листових матеріалів зі значною площею [27]. Навпаки, зварювання ударом у вакуумі обмежено зварюванням невеликих елементів, які, як правило, є не кінцевими деталями, а проміжними елементами (заготовками).

Аргоно-дугове зварювання є найбільш поширеним з усіх, вищезазначених, воно потребує найменших витрат на технологічне устаткування і менші вимоги висуваються до кваліфікації персоналу. Разом з цим, для вирішення задач цього дослідження спосіб аргоно-дугового зварювання демонструє певні вагомі недоліки:

- найгірший ступінь захисту від хімічно активних газів;
- підвищені значення співвідношення ширини зварного шва і розмірів зони термічного впливу до товщини зварюваних деталей;
- складність виконання мініатюрних зварних з'єднань.

У порівнянні з вищезазначеними способами зварювання, технологія лазерного зварювання є достатньо прецизійною і дозволяє отримувати задовільні співвідношення ширини зварного шва і розмірів зони термічного впливу до товщини зварюваних деталей. Головними проблемними питаннями стосовно обрання цього способу головним для виконання досліджень, є обмежена поширеність необхідного устаткування на промислових підприємствах оборонної та авіаційної промисловості, орієнтованих на використання нових титанових сплавів, а також висока вартість такого устаткування.

Електронно-променеве зварювання є найбільш поширеним способом зварювання, усталено впровадженим у технологічні процеси багатьох підприємств високотехнологічного машинобудівного вітчизняного виробництва, і саме це надає цьому способу певні переваги. Можливість тонкого

регулювання умов формування зварного шва за рахунок зміни енергетичних параметрів електронного променя, а також концентрації енергії через параметри розгортки, дають можливість обрати умови проведення зварювального процесу. Визначним чинником для обрання способу зварювання нового титанового сплаву є і попередній науково-практичний досвід, накопичений попередніми дослідженнями щодо виконання зварних титанових конструкцій.

Разом з тим, для кінцевого обґрунтування вибору способу зварювання сплаву Ti-TiB була застосована методика, заснована на математичному обробленні результатів експертної оцінки значущості факторів, властивих різним видам зварювання [30, 44, 102]. В аналіз, який був проведений, включили аргоно-дугове, лазерне, електронно-променеве, дифузійне зварювання і зварювання ударом в вакуумі. Як наслідок, електронно-променеве зварювання отримало найвищу оцінку для промислового застосування зварювання торців товстих пластин титанових сплавів.

У підсумку, для отримання зварних зразків на основі сплаву Ti-TiB у дослідженнях цієї роботи виконувалося електронно-променеве зварювання, яке відбувалося у вакуумі  $10^{-2}$  Па. Відповідно до [31, 58] для зварювання матеріалів товщиною від 3 до 300 мм питома потужність пучка електронів має становити  $10^9$ - $10^{11}$  Вт м<sup>-2</sup>.

Основними параметрами, що визначають процес такого електронно-променеве зварювання, є прискорююча напруга  $U_{\text{прск}}$ , зварювальний струм  $I_{\text{ел}}$ , швидкість переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}$ , розгортка променю (визначається електричним струмом відхиляючої системи) та відстань від фокусуючої лінзи до зварюваних поверхонь [1, 34, 65]. Зміна прискорюючої напруги здатна змінювати глибину провару, але є технологічно недоцільним шляхом регулювання. Підвищення  $I_{\text{ел}}$  дозволяє збільшувати і глибину провару, і ширину зварного шва.

За умови збільшення швидкості переміщення електронного променя збільшується питома енергія, яка поглинається матеріалом зварного шва, що

істотно впливає на структуру і властивості зварного з'єднання. Збільшення  $v_{\text{ел}}$  дозволяє зменшувати зону термічного впливу (ЗТВ) [56, 107].

Значний вплив на формування зварного шва надає розгортка електронного променя, яка формує пляму теплового впливу. Цей параметр змінюється під час зміни властивостей зварюваних матеріалів (температура плавлення, теплопровідність, теплоємність) [93]. Зображення реалізації електронно-променевого зварювання представлена на рисунку 2.4.

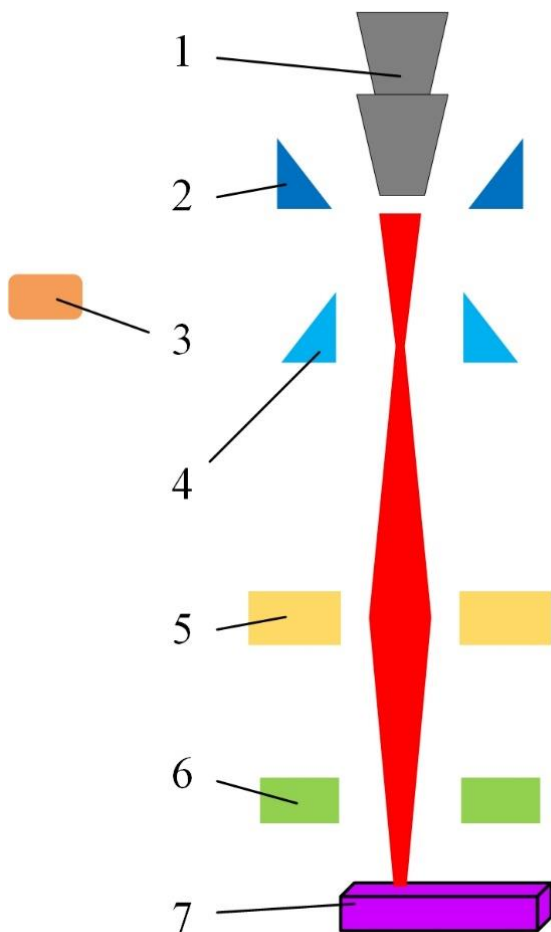


**Рисунок 2.4** – Зразки сплаву Ti-TiB в установці УЛ-144 після зварювання.

На рисунку 2.5 показана конструктивна схема електронної гармати з фокусуванням пучка, в тому числі позначені основні вузли електронно-оптичної системи гармати - катодно-анодний блок, система магнітної фокусування і система електромагнітного відхилення пучка електронів.

Катодний вузол гармати включає власне катод і прикатодний електрод. Зміна струму електронного пучка здійснюється зміною негативного потенціалу керуючого електрода. Фокусування пучка здійснюється магнітними лінзами (катушки для фокусування). Коригування положення пучка щодо крайок зварюваного металу виконує магнітна система відхилення (катушки для відхилення).

В установці електронно-променевого зварювання УЛ-144 (див. рис. 2.4) застосовується рухлива електронна гармата, переміщувана всередині вакуумної камери. Застосування переміщення в вакуумі електронної зварювальної гармати дозволяє виконувати шви в будь-якому просторовому положенні.



**Рисунок 2.5 –**

Конструктивна схема

електронної гармати з  
фокусуванням пучка:

1 – катод; 2 – керуючий  
електрод; 3 – катушки для  
фокусування; 4 – анод;

5 – катушки для  
фокусування;

6 – катушки для  
відхилення;

7 – зварюваний виріб -  
дослідний зразок.

Висока прискорювальна напруга (60 кВ) значно полегшує досягнення в пучку електронів граничної величини щільності енергії. Одночасно зменшується розсіювання електронів на залишкових газах і парах зварюваних металів,

знижується небезпека відхилення пучка залишковими магнітними полями. Основні експлуатаційні характеристики установки УЛ-144 наведені у таблиці 2.5.

**Таблиця 2.5** – Характеристики установки електронно-променевого зварювання УЛ-144.

<b>Параметри установки</b>	<b>Характеристики УЛ-144</b>
Найбільші розміри зварюваних виробів, мм	500×900
Найбільший розмір поздовжніх зварних швів, мм	900
Тип електронної пушки	УЛ-119
Швидкість зварювання, м/год.	10... 100
Час відкачування камери зварювання до робочого вакууму, с	700-900
Габаритні розміри вакуумної камери (Довжина × Ширина × Висота для прямокутної камери), мм	1200×1200×1200

Камера установки УЛ-144 у верхній частині має додаткову камеру-приставку, у якій розміщений двох-координатний маніпулятор стандартної зварювальної гармати. Величина ходу зварювальної гармати вздовж камери становить 575 мм, поперек – складає 840 мм. Конструкція маніпулятора дозволяє встановлювати гармату вертикально, горизонтально або під кутом, що значно розширює технологічні можливості цієї установки.

Для задоволення сучасних вимог якості зварних з'єднань зі сплаву Ti-TiВ товщиною 10 мм, для відтворюваності параметрів технологічного процесу прецизійного зварювання необхідно визначати параметри режиму електронно-променевого зварювання, які забезпечать відтворюваність характеристик зварного з'єднання і необхідний температурний режим циклу виконання зварного з'єднання. Рішення вказаного завдання дозволить створити технологічні рекомендації щодо зварювання титанових сплавів Ti-TiВ між собою і з ( $\alpha + \beta$ ) титановим сплавом типу Т110 та із сталлю 12Х18Н10Т.

Тепловим джерелом, яке забезпечує розплав зони контакту зварюваних сплавів, є пучок електронів. Такий пучок формувався електронною гарматою і фокусувався на область стику зварюваних матеріалів. За близької густини зварюваних матеріалів електрони пучка проникають в приповерхневі області на однакові глибини, в яких пучок електронів розсіює свою енергію. Глибина шару такої приповерхневої області залежить від прискорюючої напруги і густини оброблюваного матеріалу та може бути оцінена за формулою 2.1:

$$\Lambda = 2,35 \times 10^{-12} U_{\text{прск}}^2 / \rho, \quad (2.1)$$

де  $\Lambda$  - глибина проникнення електронів, мкм;  $\rho$  - густина зварюваного матеріалу, г·см<sup>-3</sup>. Наприклад, для титанового сплаву із густиною 4,5 г·см<sup>-3</sup> за напруги  $U_{\text{прск}}=60$  кВ глибина проникнення електронів складає  $\Lambda \approx 20,5$  мкм. Ефективний ККД (коефіцієнт корисної дії) електронно-променевого зварювання має значення в межах  $\sim 0,85-0,95$ .

Перехід від зварювання малої товщини до однопрохідного зварювання металів великої товщини здійснюється за умови досягнення критичної густини потужності підведеної енергії променевого пучка, величина якої для більшості металів складає  $10^9-10^{11}$  Вт м<sup>-2</sup> [58, 31]. У циклі досліджень, представлених в роботі [9], густина потужності становила  $\sim 10^{10}$  Вт м<sup>-2</sup>. У цьому діапазоні густини потужності електронно-променевий енергетичний вплив характеризується проплавленням із співвідношенням глибини проплавлення до його ширини 10:1 та більше.

Вузький шов та мала протяжність зони термічного впливу обумовлюють зменшення деформації зварюваних виробів та запобігають їх коробленню [23]. До основних параметрів процесу електронно-променевого зварювання відносять: прискорюючу електричну напругу  $U_{\text{прск}}$ , зварювальний струм  $I_{\text{ел}}$ , швидкість переміщення електронного променя (швидкість зварювання),  $v_{\text{ел}}$  та електричний струм магнітної фокусуючої лінзи  $I_{\text{ф}}$ . Розміри, конфігурація та якість формування зварного шву за електронно-променевого зварювання



визначаються стабільністю, формою та розмірами паро- газового каналу зварювальної ванни, які в свою чергу залежать від положення фокальної плями променю, підведеної потужності, теплофізичних властивостей зварюваних матеріалів та швидкості зварювання [22].

Для зварювання товстих пластин за один прохід необхідна густина потужності  $10^9$ - $10^{10}$  Вт м<sup>-2</sup>. За таких умов поперечний перетин шва має бокові стінки, що слабо сходяться або паралельні між собою [55]. Саме це обумовлює мінімальні кутові деформації та зменшує схильність зварного з'єднання до утворення та розвитку тріщин, а відповідно і вибір інтервалу щільності потужності, що був використаний у цьому дослідженні.

Діапазон швидкостей зварювання електронно-променевим способом складає 1-25 мм с<sup>-1</sup> [55]. Як зазначалося у розділі 1, титан та його сплави мають низькі показники теплопровідності, що обумовлює виникнення великих градієнтів температури та залишкових напружень в зварній конструкції і що має враховуватись під час вибору технологічних параметрів зварювання. В дослідженні [9] показано, що під час зварювання жаростійких титанових сплавів на установці УЛ-144 доцільно використовувати напругу прискорення  $U_{\text{прск}}=60$  кВ, зварювальний струм  $I_{\text{ел}}=90$  мА, швидкість переміщення електронного променю (швидкість зварювання)  $v_{\text{ел}} \geq 7$  м·с<sup>-1</sup>. За вибору струму магнітної фокусуючої лінзи  $I_{\text{ф}}$ , який визначає фокусування електронного променю, було враховано, що за умови розфокусування променю і отримання широкого (4-4,5 мм) зварного шва у міцному титановому сплаві виникають холодні тріщини та нерівномірنا ширина шва за довжиною стику [9]. Це було пояснено змінами гідродинаміки розплаву і різною інтенсивністю випаровування металу з поверхні рідкої ванни в процесі електронно-променевого зварювання. В результаті цього за достатньо високої швидкості і розфокусуванні променю метал розплаву періодично накопичується перед електронним променем. Розплав утримується силами поверхневого натягіння і тиском пари металу, що призводить до змін умов формування зварного шва. Саме нерівномірність теплопідводу вздовж зварного з'єднання підвищує ризик

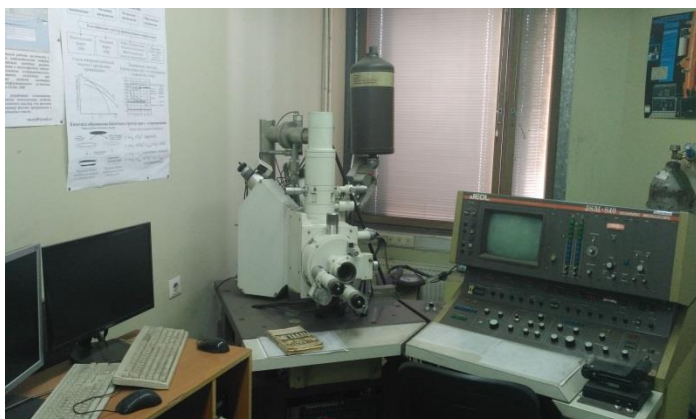
виникнення поперечних холодних тріщин [9]. Такі результати надали підстави виконувати процеси електронно-променевого зварювання з обмеженням максимальної швидкості зварювання не  $25 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ , а  $16 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ . Нижню межу швидкості переміщення електронного променя під час проведення досліджень в цій дисертаційній роботі встановили згідно рекомендаціям [9]  $v_{\text{ел}}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ .

Під час подальших досліджень експериментальні зразки розміром  $50 \times 100 \times 10 \text{ мм}$  з'єднували між собою по грані  $100 \times 10 \text{ мм}$ . Наслідком аналізу технології зварювання та функціональних можливостей зварювального устаткування стало те, що зварювання виконувалося із параметрами режиму:  $U_{\text{прск}}=60 \text{ кВ}$ ,  $I_{\text{ел}}=90 \text{ мА}$ , швидкість переміщення електронного променя змінювали в межах значень  $v_{\text{ел}}=7, 10, 13 \text{ і } 16 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ , електронний промінь був сфокусованим (діаметр  $0,2 \text{ мм}$ ),  $I_{\text{ф}}=260 \text{ мА}$ , розгортка променя під час зварювання титанових сплавів зберігалася еліпсоподібною  $3 \times 4 \text{ мм}$ , а під час зварювання з тугоплавкими металами і сталями - круглої форми діаметром  $0,5 \text{ мм}$ .

### 2.3. Методи фізико-механічних досліджень і випробувань.

Методи досліджень зварних з'єднань на основі сплаву  $\text{Ti-TiB}$  мають відповідати завданням дослідження цієї роботи. Основою таких досліджень є встановлення структури матеріалів в області зварного шва та зоні термічного впливу. Зварні з'єднання попередньо досліджувались із застосуванням оптичної мікроскопії (мікроскоп ME IJI Techno MT 7500) для становлення наявності макродефектів: пор та тріщин.

Металографічний аналіз проводився із використанням електронного мікроскопа JSM-840 (JEOL, Японія) з системою рентгенівського аналізу Noran-Quest, програмованою пробною станцією Tracor Northern 5600 revB та двома детекторами зворотного розсіяння (див рис. 2.6). Для металографічного аналізу використовували різні режими отримання зображення: у вторинних електронах



**Рисунок 2.6** – Загальний вигляд скануючого електронного мікроскопу JSM-840.

(SEI), у відбитих електронах (BSE) і характеристичному рентгенівському випромінюванні. Причому у відбитих електронах зображення поверхні формувались в режимах – топографічному (BSE TOPO), який відбиває рельєф, та COMPO, який відображає контраст фазових складових.

Для виконання елементного аналізу з урахуванням легких елементів використовували Оже-мікрозонд JAMP-9500f (JEOL, Японія, див. рис. 2.7) який у своєму складі містить: скануючий електронний мікроскоп з електронною гарматою з польовою емісією; оже-електронний спектрометр OXFORD EDS INCA Energy 350 (Велика Британія).



**Рисунок 2.7** – Загальний вигляд Оже-мікрозонду JAMP-9500f.

Електронно-оптична система Оже-мікрозонду JAMP-9500f дозволяє досягати мінімального діаметру зонду 3 нм в режимі зображення у вторинних електронах і мінімального діаметру зонду 8 нм в режимі оже-аналізу. Цей Оже-мікрозонд дозволяє отримувати зображення поверхні зразка, використовуючи

високо-дозвільний режим вторинних електронів, режими оже-картирования і лінійного профілю.

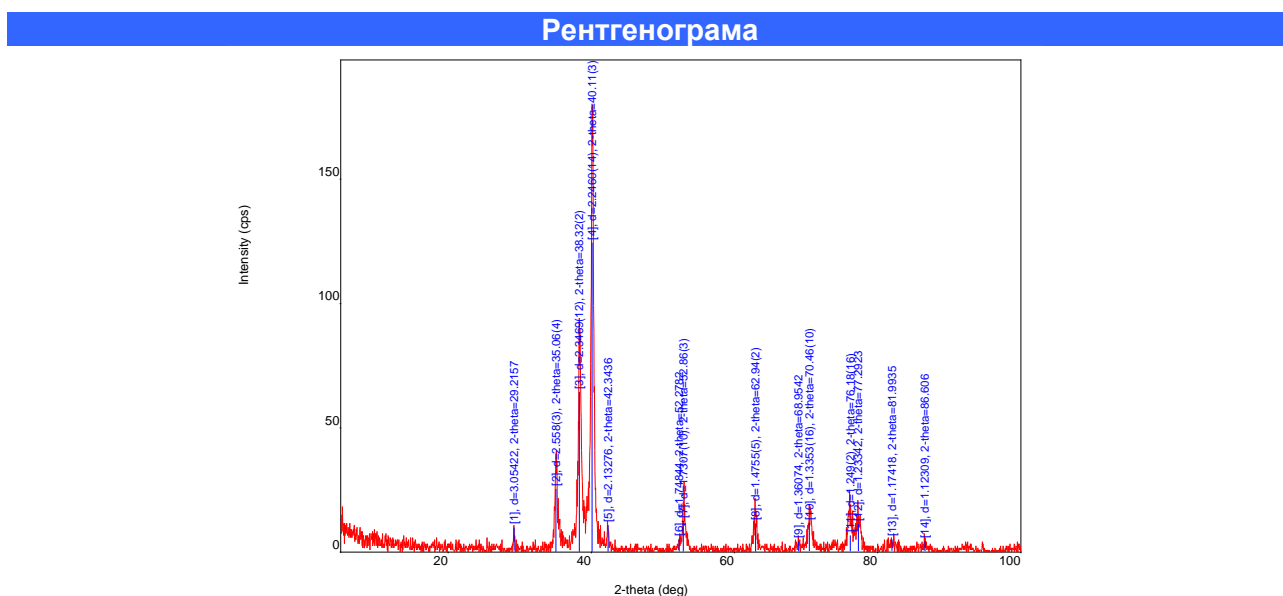
Використані методи елементного та структурного аналізу поверхонь:

- скануюча електронна мікроскопія високого розділення (режим зображення у вторинних електронах, 3 нм; режим зображення в обернено-розсіяних електронах, 6 нм);
- локальна оже-електронна спектроскопія;
- електронно-зондовий рентгенівський мікроаналіз.

Експериментальні зразки для металографічних досліджень готували, використовуючи прецизійний гідроабразивний комплекс КГА 2-Р-2500 шляхом перерізання експериментальних зразків у площині, перпендикулярній стику зварювальної поверхні, із подальшими шліфуванням і поліруванням, із зняттям до 0,5 мм від товщини зразка. Для формування топографічного рельєфу експериментальні зразки були труєні у розчині плавикової кислоти ( $15\% \text{HF} + 55\% \text{H}_2\text{O} + 30\% \text{HNO}_3$ ).

Рентгеноструктурні дослідження експериментальних зразків виконувались із застосуванням рентгенівського дифрактометра ДРОН-УМ-1 в мідному  $K_\alpha$ -випромінюванні методом покрокового сканування див. табл. 2.6).

**Таблиця 2.6** – Приклад отриманої рентгенограми зварного з'єднання титанового сплаву Ti-TiV та її опрацювання.



X-Ray	30 kV , 30 mA	Scan speed / Duration time	2.0000 deg./min.
Goniometer		Step width	0.0400 deg.
Attachment	-	Scan axis	2theta/theta
Filter		Scan range	5.0000 - 100.0000 deg.
CBO selection slit	-	Incident slit	1/2deg.
Diffrected beam mono.	Fixed Monochro.(U4)	Length limiting slit	-
Detector	Scintillation counter	Receiving slit #1	1/2deg.
Scan mode	CONTINUOUS	Receiving slit #2	0.45mm

### Якісний фазовий аналіз

Phase name	Formula	Figure of merit	Phase reg. detail	DB card number
alpha-Ti	Ti	0.395	ICDD (PDF-2/Release 2011 RDB)	03-065-9622
TiB	B Ti	1.298	User (COD)	9008946

Phase name	Formula	Space group	Phase reg. detail	DB card number
alpha-Ti	Ti	194 : P63/mmc	ICDD (PDF-2/Release 2011 RDB)	03-065-9622
TiB	B Ti	62 : Pbnm	User (COD)	9008946

### Розрахунок рентгенограми

No.	2-theta (deg)	d (ang.)	Height (cps)	Int. I (cps deg)	Int. W (deg)	Size (ang.)	Phase name
1	29.2157	3.05422	9.00522	3.67824	0.408456	215.525	TiB(0,2,0)
2	35.06(4)	2.558(3)	25(5)	15.3(7)	0.61(14)	233(34)	alpha-Ti(1,0,0),TiB(1,0,1)
3	38.32(2)	2.3469(12)	64(7)	37.6(11)	0.59(8)	251(28)	alpha-Ti(0,0,2),TiB(1,1,1)
4	40.11(3)	2.2460(14)	124(10)	66.3(15)	0.54(6)	241(16)	alpha-Ti(1,0,1)
5	42.3436	2.13276	10.3663	4.46316	0.430544	223.654	TiB(2,1,0)
6	52.2782	1.74844	4.77765	2.14503	0.448971	232.318	TiB(2,1,1)
7	52.86(3)	1.7307(10)	12(3)	7.8(4)	0.6(2)	214(23)	alpha-Ti(1,0,2)
8	62.94(2)	1.4755(5)	11(3)	5.5(4)	0.49(17)	245(29)	alpha-Ti(1,1,0),TiB(3,1,0)
9	68.9542	1.36074	3.703	1.77611	0.479642	252.996	TiB(2,3,1)
10	70.46(10)	1.3353(16)	11(3)	6.8(5)	0.6(2)	209(45)	alpha-Ti(1,0,3),TiB(3,1,1)
11	76.18(16)	1.249(2)	6(2)	10.6(8)	1.7(8)	66(5)	alpha-Ti(1,1,2),TiB(2,4,0)
12	77.2923	1.23342	10.6328	5.25143	0.493889	267.033	alpha-Ti(2,0,1)
13	81.9935	1.17418	4.2917	2.15213	0.501464	276.328	alpha-Ti(0,0,4),TiB(2,2,2)
14	86.606	1.12309	3.66652	1.86459	0.508545	286.584	alpha-Ti(2,0,2),TiB(4,1,0)

### Параметри кристалічної ґратки

Phase name	a(A)	b(A)	c(A)	alpha(deg)	beta(deg)	gamma(deg)	V(A^3)
alpha-Ti	2.9573(8)	2.9573(8)	4.6976(15)	90.000000	90.000000	120.000000	35.578(18)
TiB	4.5559(3)	6.1322(16)	3.0789(10)	90.000000	90.000000	90.000000	86.02(4)

### Розмір ОКР та ступінь деформації кристалічної ґратки

#### Williamson-Hall method

Phase name	Crystallite size(A)	Strain(%)
alpha-Ti	142(34)	0.000000
TiB	195.1(4)	0.23(4)

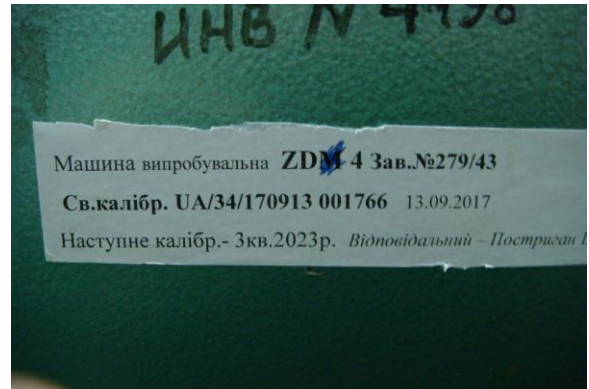
### Кількісний фазовий аналіз (RIR)

Phase name	Content(%)
alpha-Ti	75.7(7)
TiB	24.3(3)

Випробування на розрив проводилися на розривній машині ЦД-4 (див. рис. 2.8). Випробування на розтяг проводилися на машині для випробування на розтяг ЦД-4 по ГОСТ 1497-84.



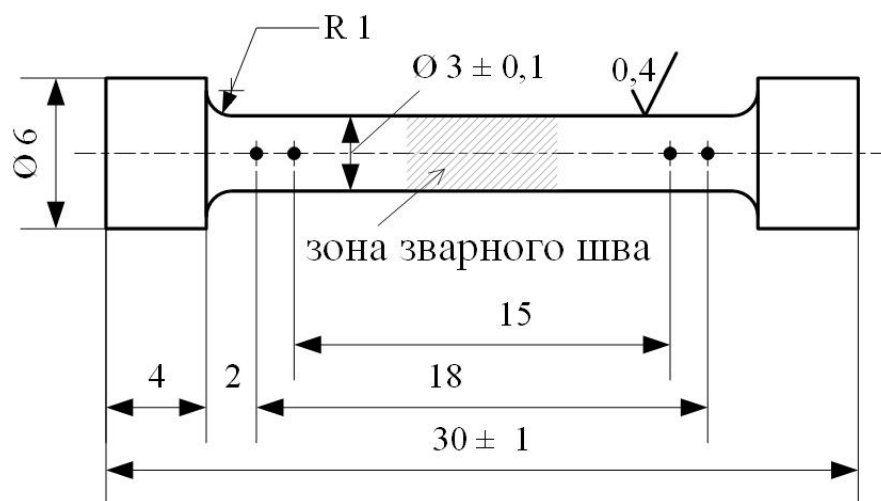
а



б

**Рисунок 2.8** – Зовнішній вигляд розривної машини ЦД-4 (ZD-4) (а) та свідоцтво її калібрування (б).

Зразки для випробування на розтяг вирізали водою зі звареної пластини, перпендикулярно осі зварного стику. При цьому зварний шов знаходився посередині зразка для випробування на розтяг. Зразок піддавали механічному обробленню для досягнення геометрії, показаної на рис. 2.9.



**Рисунок 2.9** – Кресленик зразка для випробувань на розтяг, які виконувалися відповідно до положень ГОСТ 1497-84.

Для підтвердження повторюваності результатів дослідження в експериментальному циклі використовувалося не менше 6 зразків.

Обрані матеріали досліджень, устаткування та методика електронно-променевого зварювання, методи експериментальних досліджень структурних та механічних властивостей матеріалів відповідають об'єкту, предмету та меті роботи. Вони дають можливість забезпечити вирішення поставлених в роботі дослідницьких задач.



### РОЗДІЛ 3

## ТЕХНОЛОГІЧНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiB

В теперішній час однією з найбільш актуальних проблем авіа- та ракетобудування у області конструкційних матеріалів є необхідність досягнення підвищених механічних характеристик титанових сплавів без підвищення їхньої вартості. Цим вимогам відповідають нові сплави Ti-TiB з мікроармуванням волокнами TiB. Для їхнього практичного використання у проектуванні та виробництві деталей для відповідних виробів необхідно забезпечувати їх механічну обробку та зварювання. Підвищені механічні властивості сплаву Ti-TiB забезпечують мікрОВОлокна TiB у титановій матриці, що вимагає збереження такої мікрОВОлоконної структури при формуванні зварного шва.

### **3.1. Особливості структури сплаву Ti-TiB в області зварного з'єднання, що отримане електронно-променевим зварюванням.**

Титан та його сплави характеризуються хорошою зварністю (здатністю до зварювання) з металами, що мають необмежену розчинність у титані [37]. Виконання зварних з'єднань з титанових сплавів здійснюється переважно зварюванням плавленням (електронно-променеве зварювання, електро-плазмове зварювання в аргоні), але використовуються також способи зварювання вибухом, ударом у вакуумі, магнітно-імпульсне, дифузійне тощо, що залишають метал у твердому стані [37]. Способи зварювання у твердому стані потребують спеціальних умов, для вирішення більшості типових завдань зварювання вони менш продуктивні та економічні тому їх використання обмежено спеціальними випадками [36]. Сплави, що мають стабільний фазовий склад та структуру за зміни температури зварюються без особливих проблем. До них відносяться більшість однофазних  $\alpha$ - та  $\beta$ -сплавів (BT 1-0, BT-7M, BT5B, BT5-1, BT14, 4201). Псевдо-  $\alpha$ -сплави (OT4-0, OT4-1, OT4), які мають  $\beta$ -фазу лише в умовах підвищених температурах та не зміцнюються термічним обробленням, теж мають хорошу зварність. Сплави, які мають двофазну структуру, а саме  $(\alpha+\beta)$ -



сплави (ПТЗВ, АТ2, АТ3, АТ4, ВТ20, ВТ3-1 та інші) зварюються значно складніше. Зварні з'єднання з таких сплавів, як правило, потребують додаткового термічного оброблення (загартування, штучне старіння) [22].

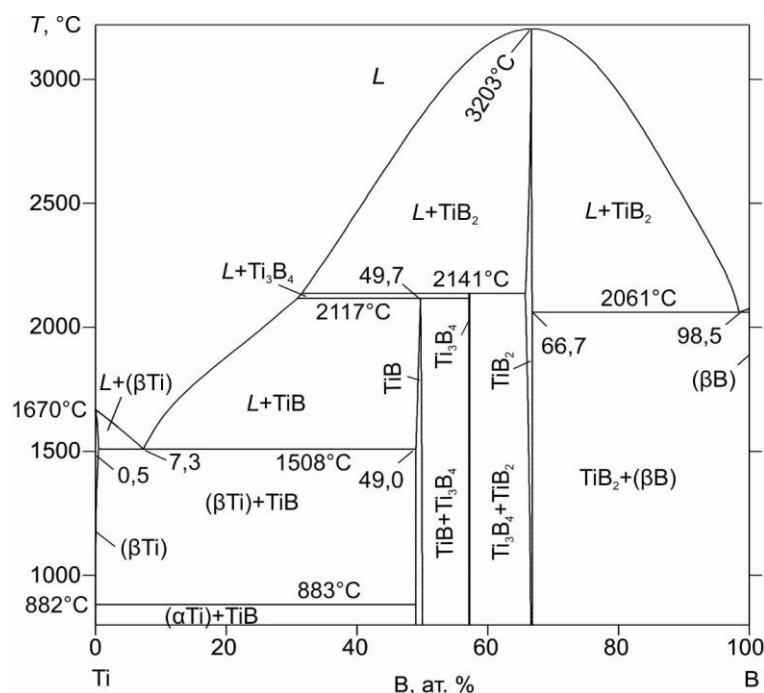
З неметалевих домішок бор є  $\beta$ -стабілізуючою домішкою, яка модифікує (подрібнює зерна). Елементи, що утворюють тверді розчини впровадження – С, О, N, H, віднесені до категорії шкідливих домішок, концентрація яких у більшості випадків повинна бути мінімальною. Проте, кисень може розглядатися і як легуюча добавка, ущільнюючу дію якої необхідно враховувати під час обрання режимів деформації для титанових сплавів чи титану марки ВТ1-0 [33].

Введення  $TiB_2$  до титану призводить до формування мікроармуючих волокон  $TiB$ , які не викликають значних напружень на межі «борид титану»–«титан». Зокрема порівняння коефіцієнтів термічного розширення, що відрізняються на 21,4%, коефіцієнтів теплопровідності, що відрізняються на 18,6% та густини, що відрізняється на 1,2%, дає підстави вважати, що за зміни температури на межі боридної фази та титанової матриці не буде виникати значного напруження. На рисунку 3.1 наведена фазова діаграма  $Ti - B$ , яка демонструє, що в умовах до 50 ат.% В з розплаву «Рідина +  $TiB_2$ » внаслідок розпаду  $TiB_2$  утворюється  $Ti+TiB$ .

Важливо, щоб під час проведення зварювання в зварному шві були залишена зміцнююча фаза  $TiB$ , яка не змінила своєї морфології у вигляді армуючих волокон.

Експериментальні зразки  $Ti-TiB$ , виготовлені за методикою, зазначеній у параграфі 2.3, зварювали у режимі із параметрами:  $U_{прск}=60$  кВ,  $I_{ел}=90$  мА,  $v_{ел}=13$  мм·с<sup>-1</sup>, розгортка променю під час зварювання зберігалася еліпсоподібної форми, поперечно орієнтованою (3×4 мм).

Результати проведення оптичної металографії дають підстави до висновку, що ширина отриманого зварного шва становить 2 мм, що становить 20% від товщини заготовки, а зона зварного шва не містить макродефектів.

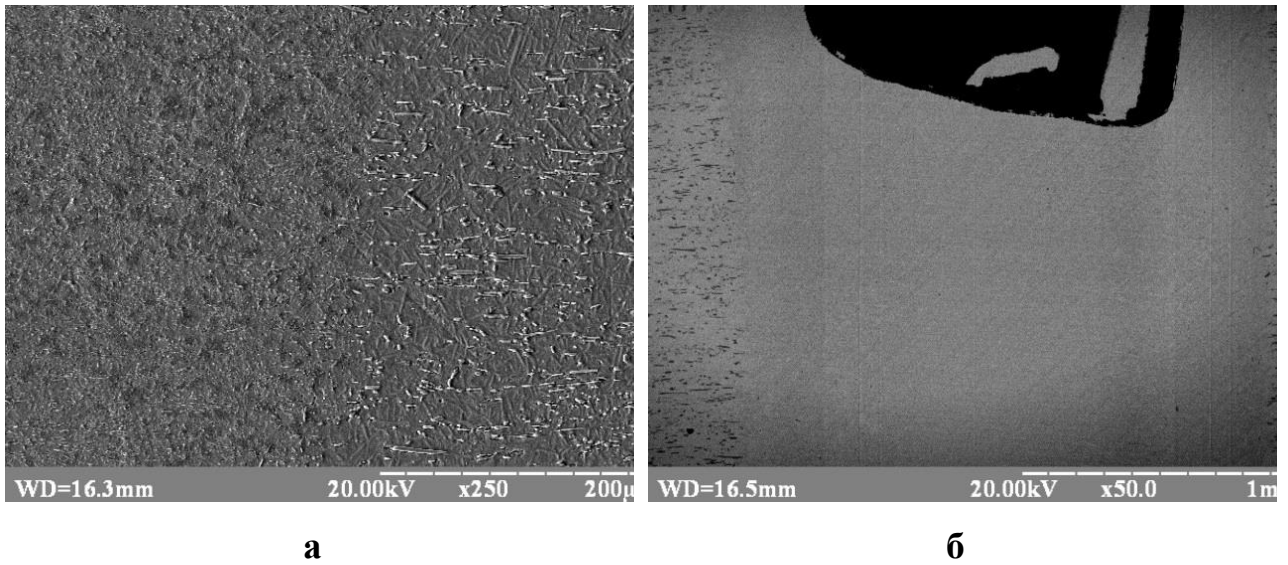


**Рисунок 3.1** – Діаграма стану системи Ti – B [8].

Дослідження із великим збільшенням на скануючому електронному мікроскопі дозволили більш детально проаналізувати зварений матеріал в кожній характерній зоні. Для матеріалу в області зварного шва характерний розподіл на три зони (див. рис. 3.2):

- зона матеріалу зразка, не піддана істотному впливу електронно-променевого зварювання;
- зона зварного шва, сформована із розплаву;
- перехідна зона, яка сформувалася під час взаємодії розплаву з металом експериментального зразка (зона термічного впливу).

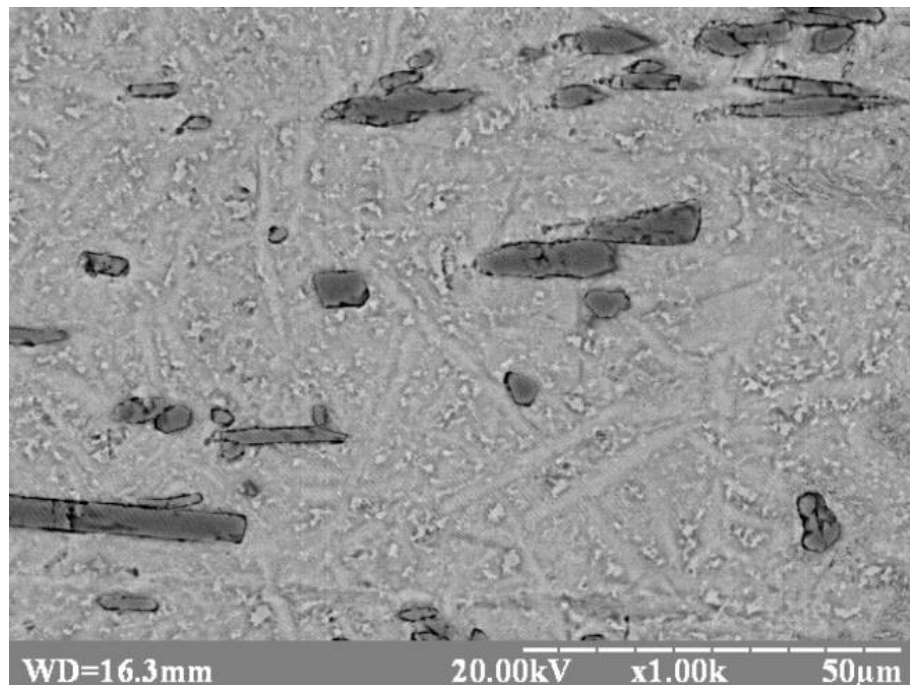
Металографічний аналіз показав, що мікроструктура матеріалів в кожній із трьох характерних зон значно відрізняється. Для незмінного стану зразків Ti-TiB характерна наявність досить великих витягнутих зерен боридного типу, на яких інтенсивність піку характеристичного рентгенівського випромінювання зменшується в 1,23 рази у порівнянні з основою титанової матрицею. Волокна розподілені рівномірно по всьому об'єму (їх товщина складає 3-6 мкм, див. рис. 3.3), довжина спостережуваних волокон від 8 мкм до 50 мкм. Товщина волокон TiB співвідноситься з їх довжиною в середньому у співвідношенні 1:3, при цьому цей показник варіюється від 2:3 до 1:15.



**Рисунок 3.2** – Зона зварного шва, отриманого електронно-променевим зварюванням експериментальних зразків Ti-TiB:

а - після хімічного травлення, зображення в поглинених електронах (матеріал вихідного експериментального зразка праворуч);

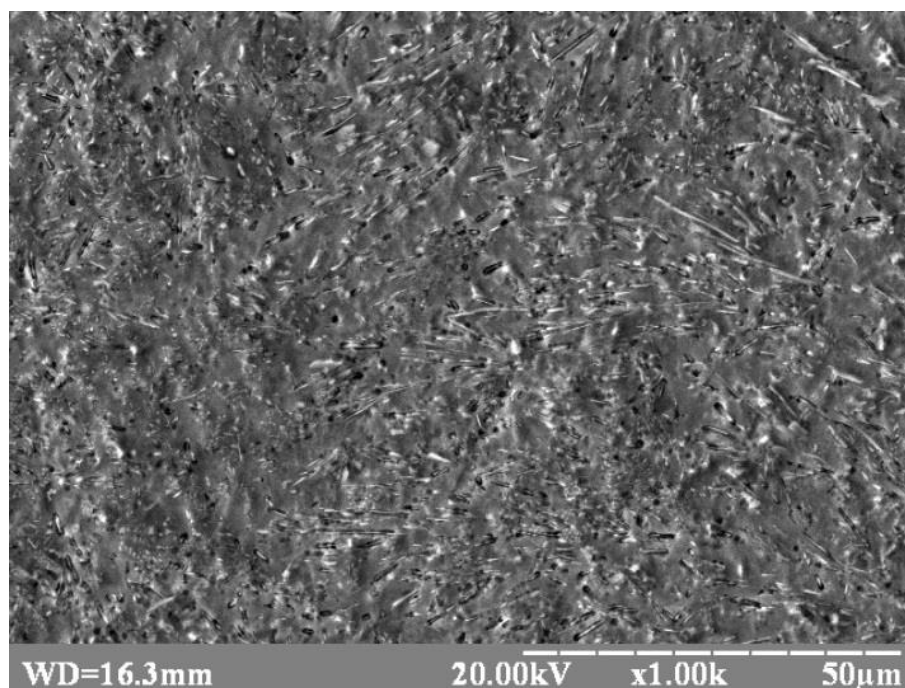
б - без хімічного травлення, зображення у відбитих електронах.



**Рисунок 3.3** – Структура сплаву Ti-TiB в області за межами зони термічного впливу електронно-променевого зварювання.

Слід зазначити, що окрім темних витягнутих зерен боридної фази в матеріалі Ti-TiB в титановій матриці спостерігаються витягнуті зерна світлої фази, для яких також характерно падіння інтенсивності характеристичного рентгенівського випромінювання Ti в 1,06 рази, що також свідчить про підвищений вміст бору. Відповідно до результатів роботи [90], висока адгезійна міцність міжфазних меж між титанової матрицею і ниткоподібними кристалами TiB в композитах BT18- TiB зберігається до досягнення температурою композиційного матеріалу значень  $T=600-700^{\circ}\text{C}$  і окрихчуються структурними складовими. У зоні зварного шва спостерігаються значні зміни в структурі звареного матеріалу (див. рис. 3.4).

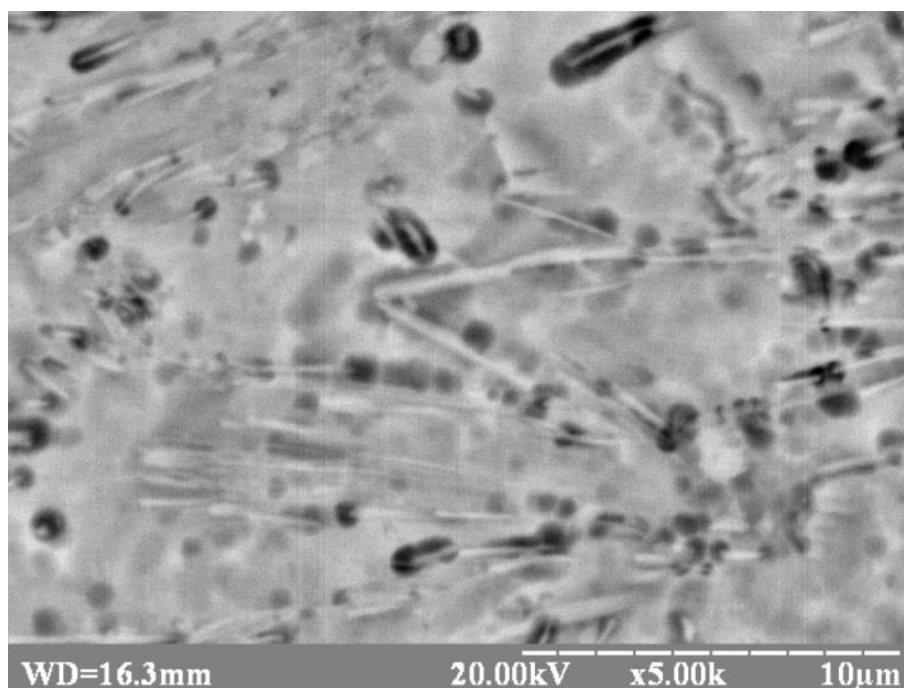
У зоні зварного шва структура матеріалу значно більш однорідна (див. рис. 3.4). Волокна розподілені рівномірно по всьому об'єму, а їх товщина складає 0,1-0,8 мкм (див. рис. 3.5). Довжина волокон становить від 4 до 30 мкм. Товщина волокон у фазі, яка вміщує бор, співвідноситься із їх довжиною в середньому у відношенні 1:40, при цьому цей показник варіюється від 1:10 до 1:150.



**Рисунок 3.4** – Структура сплаву Ti-TiB в зоні зварного шва після електронно-променевого зварювання.

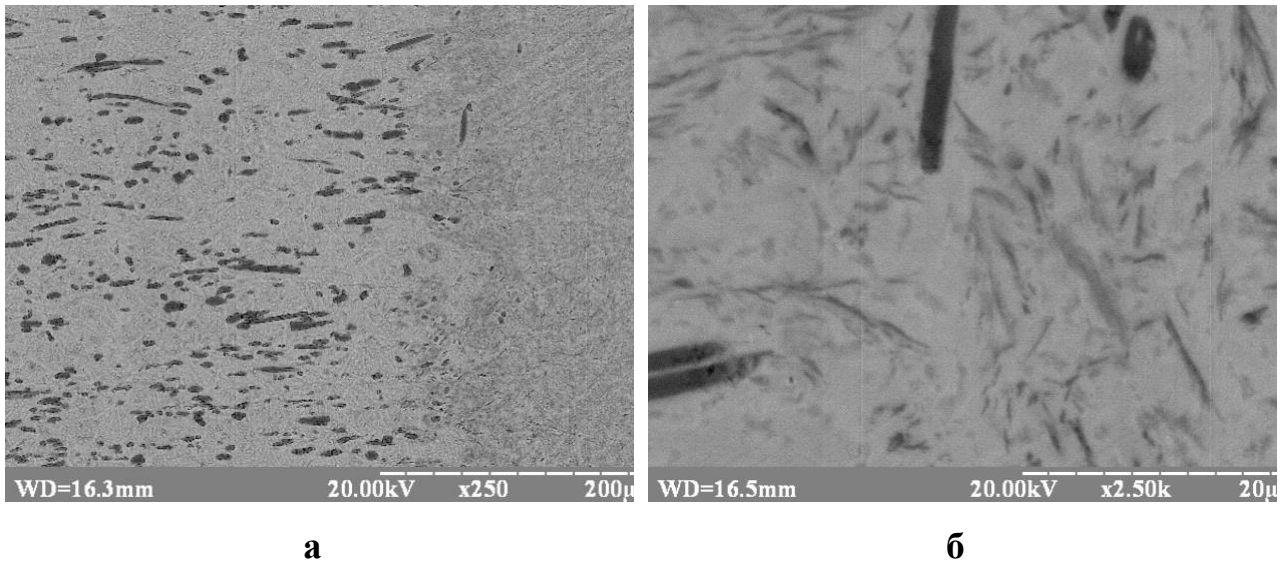
Спостерігається структура, яка, можна припустити, сформована в умовах швидкої кристалізації розплаву Ti-TiB, і ця структура містить 5 мас.% TiB<sub>2</sub> в титановій основі.

Як і в основному матеріалі (в області поза зоною термічного впливу зварювальних процесів) інтенсивність піку характеристичного рентгенівського випромінювання Ti в зоні волокон, які вміщують бор, зменшується в 1,1 рази у порівнянні з основою титанової матрицею. Зниження рівня спаду інтенсивності піку характеристичного рентгенівського випромінювання Ti в зоні волокон, які вміщують бор, у вихідному матеріалі та у звареному шві, пов'язане зі збільшенням обсягу титану, який сусіднює у матриці із боридних волокном, та ініційованого електронним променем для рентгенівського випромінювання.



**Рисунок 3.5** – Розподіл волокон, які містять бор, в матеріалі зварного шва.

Аналіз структури в області переходу «зварений шов»-«основний матеріал» свідчать про відсутність широкої зони термічного впливу. Ширина області, що зберігає структурні особливості як вихідного матеріалу, так і зварного шва становить у середньому 40-50 мкм (див. рис. 3.6, а).



**Рисунок 3.6** – Структура матеріалу в області переходу основного матеріалу в зварний шов.

На рисунку 3.6, що представляє структуру матеріалу в зоні термічного впливу, продемонстровано наявність в ній як великих волокон, що вміщують бор, і характерних для вихідного матеріалу, так і тонких субмікронних волокон, які спостерігаються в матеріалі зварного шва.

Таким чином результати експериментів, проведених цій роботі [45], дозволяють стверджувати, що електронно-променеве зварювання у режимі із параметрами:  $U_{\text{прск}} = 60 \text{ кВ}$ ,  $I_{\text{ел}} = 90 \text{ мА}$ ,  $v_{\text{ел}} = 13 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ , розгортка променю під час зварювання - еліпсоподібної форми, поперечна ( $3 \times 4 \text{ мм}$ ), експериментальних зразків сплаву Ti-TiB, забезпечує формування зварного шва товщиною  $\sim 10 \text{ мм}$ .

Під час формування зварного шва вихідний матеріал зазнає структурні зміни, які призводять до зниження товщини волокон, що вміщують бор, із  $3\text{-}6 \text{ мкм}$  до  $0,1\text{-}0,8 \text{ мкм}$ . При цьому втрачається їх деяка переважна спрямованість, викликана пластичним деформуванням і спостерігається значне зменшення співвідношення товщини волокон фази, що вміщує бор, з їх довжиною.

Загальний характер структурних змін, які відбуваються під час формування зварного шва, що призводять до подрібнення основних структурних складових,

дає підстави очікувати достатньо високих показників міцності зварного шва одержаного нерознімного з'єднання.

### **3.2. Структурні особливості деформації сплаву Ti–TiB.**

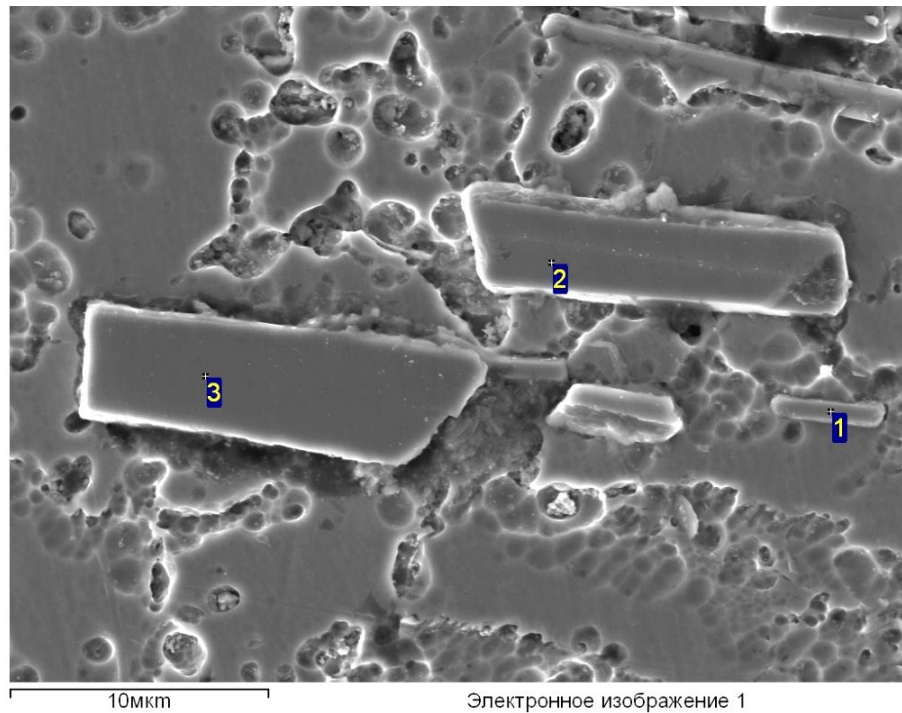
Проведення експериментів щодо механічного навантаження розтягуванням до руйнування експериментальних зразків зварного з'єднання пластин зі сплаву Ti– TiB показало, що руйнування відбувається по зонах, що знаходяться поза зварним швом та зон термічного впливу – тобто по основному матеріалу. В такій ситуації для зміцнення зварної конструкції необхідно підвищувати механічні характеристики критичного елементу зварного з'єднання - основного матеріалу.

В зоні термічного впливу спостерігаються структурні ознаки, притаманні як зварного шва, так і матеріалу основи. З огляду на підвищений рівень міцності матеріалу зварного шва, для підвищення рівня механічних властивостей сплаву Ti–TiB у вихідному стані доцільно виконувати оброблення, яке би наближало його мікроструктуру до виду, характерного для зварного шва. Питання системної оптимізації структури та механічних властивостей сплаву Ti–TiB знаходяться за межами мети цього дисертаційного дослідження, але отримані результати дають підстави рекомендувати високошвидкісну перекристалізацію, як один з перспективних напрямків вирішення таких задач. Саме вузька зона розплаву в зварному шві та висока швидкість кристалізації, яка обумовлена інтенсивним тепловідводом від зварного шва у масив твердого сплаву, зумовлюють формування дрібнозернистої армованої волокнистої структури сплаву Ti–TiB.

Для розуміння залежності механічних властивостей сплаву Ti–TiB від його мікроструктури доцільно дослідити особливості структурних змін, що відбуваються за умови деформації зварених зразків Ti–TiB у зоні термічного впливу, яка вміщує як структурні елементи основного матеріалу, так і мікроструктуру матеріалу зварного шва.

На рисунку 3.7 надано фрагмент структури сплаву Ti–TiB із зони термічного впливу, на якому первісне (не змінене впливом електронного променю) волокно TiB під дією напружень розтягування, створених зовнішнім навантаженням

розривної машини ЦД-4, отримало розлом і фрагментацію на чотири елементи. Аналіз хімічного складу цих елементів представлений у таблиці 3.1. Два елементи (див. рис. 3.7, точки 2 та 3) мають ознаки основних частин первісного волокна (близька товщина та елементний склад), а інші два (див. рис. 3.7, точка 1) мають ознаки уламків.



**Рисунок 3.7** – Фрагментовані елементи первинного волокна TiB у мікроструктурі сплаву Ti-TiB після деформування (з точками елементного аналізу 1, 2, 3) у зоні термічного впливу після електронно-променевого зварювання.

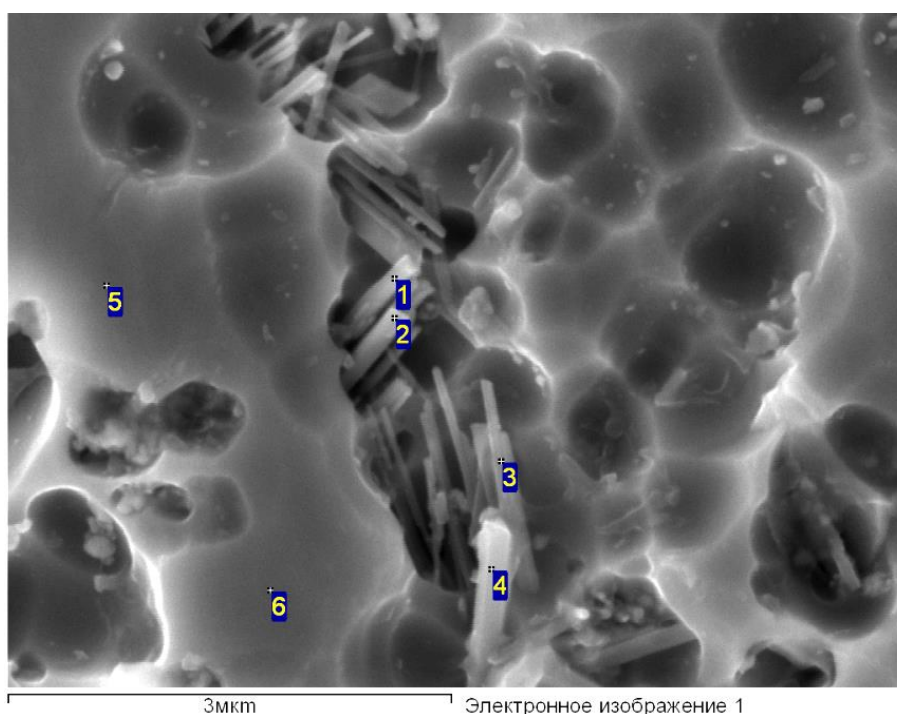
**Таблиця 3.1** – Елементний склад у точках Оже-спектрального аналізу, що відповідають певним елементам мікроструктури (рис. 3.7) сплаву Ti-TiB після деформування розтягуванням зварного з'єднання зі сплаву Ti-TiB

Точка аналізу	B ат.%	C ат.%	Al ат.%	Si ат.%	Ti ат.%	V ат.%	Zr ат.%	Nb ат.%	Sn ат.%
1	45,67	2,50	0,13	0,02	51,02	0,00	0,58	0,08	0,00
2	49,30	2,89	0,09	0,00	47,24	0,07	0,15	0,12	0,14
3	46,04	3,36	0,13	0,00	49,27	0,18	0,76	0,10	0,17



Між всіма елементами фрагментованого волокна TiB знаходиться титанова матриця без слідів деформації, це дає підстави вважати, що під час руйнування первісних волокон, у разі відсутності розвитку тріщини, пластична титанова основа «лікує» утворені дефектні зони. Разом з тим значний розмір розлому, близький до 5 мкм, створює умови для розвитку крихкої тріщини у місці розламу, як у зародку такої тріщини.

Ситуація, що спостерігається у зоні вторинних боридних волокон має інші ознаки. На рисунку 3.8 показано, що вторинні волокна боридів титану, які були утворені під час кристалізації з розплаву, мають багатошаровий вигляд.



**Рисунок 3.8** – Фрагментовані елементи вторинних волокон боридів титану у мікроструктурі сплаву Ti-TiB після деформування (з точками елементного аналізу 1, 2, 3, 4, 5) у зоні термічного впливу після електронно-променевого зварювання.

Кожен із складових такої структурної композиції має ширину перетину зламу на рівні 0,1-0,2 мкм, що на порядки зменшує вірогідність зародження та розвитку крихкої тріщини в цій області. Слід зазначити, що вторинні боридні волокна мають знижену концентрацію бора у порівнянні з первинними, що може бути пов'язано з лімітованою дифузією бора із зони термічного впливу. В цій зоні

рідка фаза перебуває короткочасно, а дифузія в кристалізованому металі відбувається на порядки повільніше, ніж у рідкому. Саме короткочасність інтенсивних дифузійних процесів і різке їх припинення при кристалізації на межі зварного шва і основного металу може призводити до утворення метастабільних фаз.

**Таблиця 3.2** – Елементний склад у точках Оже-спектрального аналізу, що відповідають певним елементам мікроструктури (рис. 3.8) сплаву Ti-TiB після деформування розтягуванням зварного з'єднання зі сплаву Ti-TiB

Точка аналізу	B ат.%	O ат.%	Al ат.%	Si ат.%	Ti ат.%	V ат.%	Zr ат.%	Nb ат.%	Mo ат.%	Sn ат.%
1	39,63	3,89	3,93	0,17	49,97	0,50	1,08	0,19	0,23	0,41
2	31,91	1,42	4,65	0,39	59,28	0,00	1,03	0,13	0,31	0,89
3	33,11	2,43	9,76	0,12	51,42	0,22	1,47	0,00	0,16	1,38
4	33,55	1,75	2,74	0,26	60,02	0,00	0,93	0,00	0,19	0,46
5	0,00	0,00	12,72	0,42	83,90	0,00	2,08	0,00	0,00	0,88
6	0,00	0,00	12,48	0,34	83,54	0,16	1,72	0,09	0,34	1,34

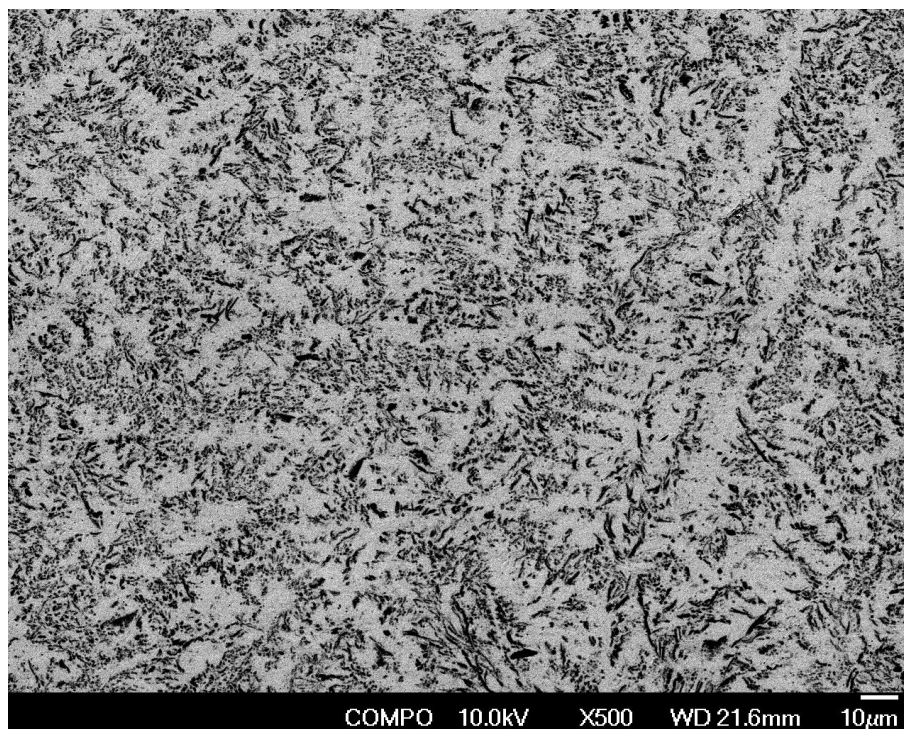
Таким чином встановлені особливості структурних змін в результаті деформування розтягуванням зварного з'єднання зі сплаву Ti-TiB дають підстави вважати, що в умовах механічного навантаження зварного з'єднання зі сплаву Ti-TiB відбувається пластична деформація титанової основи і крихке руйнування окремих боридних волокон. Волокна бориду титану, що армують сплав Ti-TiB, умовно розподіляються на первинні, які присутні в основному матеріалі та у зоні термічного впливу, та на вторинні, які утворені у зварному шві та у зоні термічного впливу. Бориди титану не мають пластичності і руйнуються крихко [50, 98]. Під час утворення крихкої тріщини у розломі бориду збільшення її розміру, що визначається перетином волокна, збільшує вірогідність розвитку тріщини руйнування в основному матеріалі [78]. Подрібнення боридних волокон в зварному шві та у зоні термічного впливу сприяє зменшенню схильності матеріалу цих областей до крихкого руйнування.

### 3.3. Особливості впливу електронного променя під час зварювання на розподіл елементів у зварному шві

Електронний промінь, що є засобом підведення теплової енергії до області формування зварного шва, є головним чинником впливу на формування структури і властивостей матеріалу в цій зоні. Виникнення паро–газового каналу, який в умовах однопрохідного зварювання має наскрізний характер, формує за собою рідку ванну, що під час охолодження кристалізується у зварний шов. В умовах правильного виробу технологічних параметрів зварювання під час кристалізації рідкого сплаву не відбувається утворення макродефектів типу тріщин, пор або раковин. В умовах зварювання титанових сплавів, які характеризуються малою теплопровідністю, охолодження відбувається менш інтенсивно, ніж у сталях або алюмінієвих сплавах, але супроводжується виникненням значних градієнтів температури. Це сприяє утворенню і росту армуючих волокон TiB під час кристалізації [16], а охолодження через тепловідвід у зварювані матеріали викликає традиційні зміни, що зазвичай відбуваються з евтектичними сплавами. За умови неширокого зварного шва, який відповідає умовам:  $\Pi < 0,3\lambda$  (де  $\Pi$  - ширина зварного шва, а  $\lambda$  – товщина зварюваних матеріалів), та швидкого руху джерела теплової енергії до таких змін відносяться подрібнення зернистої структури, зміни ліквідаційної неоднорідності та зміна форми макро та мікроморфології кристалів [72].

Відповідні зміни, що відбуваються у матеріалі з'єднання по мірі переміщення електронного променя, можуть істотно впливати на механічні властивості, тому необхідно проаналізувати ці зміни та визначити умови, за яких такі зміни не мають негативного характеру.

Для проведення відповідних досліджень експериментальні зварювані зразки розрізали водою вздовж зварного шва, зміщуючи струмінь води в бік від шва таким чином, щоб одна із площин розрізу проходила поблизу центра зварного шва. На рисунку 3.9 представлено мікроструктуру матеріалу шва у такому перетині.



**Рисунок 3.9** – Мікроструктура матеріалу зварного шва сплаву Ti-TiB у поздовжньому перетині ( $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА,  $v_{\text{ел}}=10$  мм·с<sup>-1</sup>).

Співвідношення  $\Gamma/\lambda \sim 0,2$ , яке надає підстави вважати, що за  $v_{\text{ел}} = 10$  мм·с<sup>-1</sup> охолодження зварної ванни можна вважати швидким. За повільного охолодження рідкого розчину на міжфазних поверхнях його склад встигає вирівнятися, тому фази TiB та Ti здатні вільно рости до взаємної зустрічі, утворюючи грубий конгломерат кристалітів. За швидкого ж охолодження фази TiB та Ti, що кристалізуються, чергуються, що призводить до утворення дисперсної структури, характерної для евтектики. Вважається [72], що кристалізація евтектики відбувається з центрів кристалізації із утворенням евтектичних колоній або евтектичних зерен, які характеризуються різною макро- і мікроморфологією. В зоні зварного шва (див. рис. 3.9) евтектична колонія утворюється монокристалом Ti і диспергованими включеннями волокон TiB. В умовах же великих переохолоджень евтектика Ti-TiB складається із зконтактованих між собою волокон TiB, перемішаних з глобулами титанової матриці неправильної форми.

За досягненні розплавом температури на рівні 2200°C за складом 76,8 ат.% Ti – 13,2 ат.% В (за допущенням рівномірності розподілу складових) відповідає

розплаву Ti з бором та фазою TiB, що кристалізується в розплаві. Як відомо [83], для початку кристалізації розплаву необхідне його переохолодження  $\Delta T$  від температури фазової рівноваги. Зародки нової фази при цьому виникають флуктуаційно і зростають або розчиняються у залежності від співвідношення їх ефективного радіуса зародка із критичним радіусом  $r_{кр.}$  зародка. Критичний радіус  $r_{кр.}$  відповідає значенню, за якого вільна енергія  $E_{віль}$  досягає максимуму, і зменшується за кожної зміни ефективного радіуса зародку та визначається за формулою 3.1:

$$r_{кр.} = \frac{2\eta T_{фр.}}{\Delta T \Omega}, \quad (3.1)$$

де  $\eta$  - коефіцієнт поверхневого натягіння, Дж·м,  $T_{фр.}$  – температура фазової рівноваги,  $\Delta T$  – температурне переохолодження,  $\Omega$  - прихована теплота кристалізації, Дж.

В умовах рівноваги в сплаві TiB у рідкому стані існують атомні кластери, що відповідають за структурою кристалам стабільних або метастабільних фаз. У разі перевищення розміру такого кластеру критичного радіусу  $r_{кр.}$  він стає зародком нової фази. Відповідно за значного переохолодження кількість кластерів, які стають зародками зростає, що сприяє збільшенню кількості зерен і зменшенню їх зерен. За кожного сталого значення коефіцієнту поверхневого натягіння  $\eta$ , температури фазової рівноваги  $T_{фр.}$  і прихованої теплоти кристалізації  $\Omega$  збільшення температурного переохолодження сприяє і утворенню метастабільних фаз.

До змін в структурі, що обумовлюються швидким охолодженням, відносяться: подрібнення зернистої структури, зміна ліквідаційної мікронеоднорідності і формозміни морфології кристалів [72]. В інтервалі швидкостей затвердіння, що сприяють кооперативному росту TiB, прискорення охолодження призводить до розвитку комірчастої субструктури, змінення форми сегрегаційний скупчень, розширення області розчинності бору в твердих розчинах. Оскільки метастабільні проміжні фази часто визначають вигляд

сегрегаційного скупчення, їх внесок у формування властивостей сплавів може бути значним.

В роботі [54] метастабільні проміжні фази розділені на нові метастабільні фази і фази з обмеженою метастабільністю. Нові метастабільні фази ( $Ti_2B$ ,  $Ti_2B_3$ ) можуть не бути присутніми на стабільній діаграмі стану і бути метастабільними у всій температурно-концентраційній області діаграми «титан»-«бор». Фази з обмеженою метастабільністю присутні на діаграмі стабільної рівноваги, але через прискорення охолодження можуть розширювати область свого існування, будучи метастабільними саме в таких збільшених межах. Прискорення евтектичного затвердіння за швидкого охолодження може супроводжуватися і кристалізацією метастабільних проміжних фаз. Оскільки метастабільні проміжні фази часто визначають вигляд колонії, їх внесок у формування властивостей сплавів завжди більш значний. Рівень метастабільності цих фаз різний і характеризується різницею між вільними енергіями утворення метастабільної фази і суміші стабільних фаз того ж складу [54].

Для випадку кристалізації однофазних сплавів відомо [83], що переохолодження залежить від орієнтації зерна, причому під час зміни швидкості кристалізації може змінюватися «вигідний» напрямок росту. Аналогічна ситуація спостерігається і під час зростання двофазних евтектичних зерен [73]. Таким чином, зміна швидкості росту призводить до зміни напряму переважного зростання  $TiB$ ; при цьому змінюється характер її розгалуження і морфологічний вигляд евтектики.

Для евтектичних композитів першорядну важливість має питання про те, в яких межах можна змінювати умови кристалізації зберігаючи композиційний характер зростання волокон  $TiB$ . Для широкого кола сплавів, схильних до композиційному росту, встановлено [32, 68, 69], що підвищення градієнта температури в рідині призводить до розширення концентраційної області композиційного росту.

Швидкість кристалізації більш складно впливає на межі композиційного росту. В [73] показано, що межі композиційного росту змінюються при різних

швидкостях охолодження в залежності від форми росту первинних кристалів, з якими межує композиційна мікроструктура.

Зі збільшенням швидкості кристалізації межа композиційного росту наближається до евтектичної концентрації 8-9 ат.% в разі, якщо первинні кристали TiB ростуть неограниченими і віддаляються від евтектичної концентрації 8-9 ат.% за умови обмеженого зростання первинних кристалів. Згідно з концепцією конкуруючого росту [73] первинні кристали будуть відсутні в мікроструктурі шва в тому випадку, якщо температура на їх фронті кристалізації первинних кристалів нижче, ніж температура на фронті зростання композиційної мікроструктури. Межі композиційного росту відповідають рівності цих температур і визначаються їх залежностями від швидкості кристалізації, градієнта температури і складу розплаву. Оскільки зміцнююча фаза TiB має високу температуру і ентропію плавлення, то для максимального підвищення частки мікрокомпозиційного стану зміцнюючої фази шляхом розширення меж композиційного росту в [69] рекомендовано використовувати якомога більш високі швидкості кристалізації.

За умови контрольованого протікання фазових перетворень можна створити композиційну мікроструктуру через евтектоїдний розпад, що відбувається в умовах різкого градієнта температури, джерело якого переміщається уздовж зразка [70]. Евтектоїдне перетворення відбувається в твердому стані, але мікроструктура, що виникає при цьому, схожа з евтектичною.

У формуванні орієнтованої структури евтектоїдів є свої особливості [70, 71], які були виявлені під час дослідження стаціонарного розпаду високотемпературної фази у разі градієнта температур 200-600 град·см<sup>-1</sup> близькому до випадку електронно-променевого зварювання сплаву Ti - TiB. Ці особливості полягають в наступному [73]:

1. Орієнтована у напрямку тепловідводу мікроструктура формується у разі градієнта температур, меншого за певного значення  $\nabla T_{\max}$ .

2. За умови  $\nabla T > \nabla T_{\max}$  мікроструктура сплаву складається із великої кількості пласких або волоконних евтектоїдних зерен, у яких їх орієнтованість відносно осі зразка практично довільна.

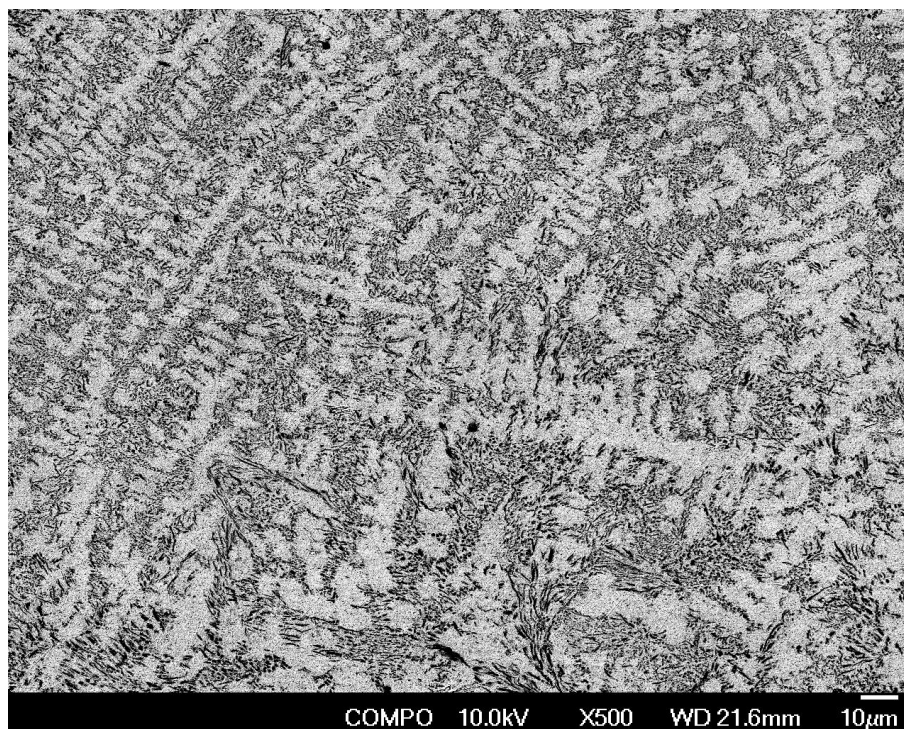
Для оцінки механізму формування зварного шва під час електронно-променевого зварювання сплаву мікрокомпозиційного сплаву Ti-TiB, зважаючи на вищенаведені результати, можна припустити три можливі варіанти:

1. Після формування електронним променем зварної ванни відбувається швидка кристалізація через евтектичне перетворення із формуванням вторинних волокон TiB, переважно орієнтованих у напрямку температурного градієнту (від осі шва до зварюваних зразків).
2. Після формування електронним променем зварної ванни відбувається швидка кристалізація із фіксацією метастабільного стану твердого розчину бора в титані з подальшим евтектоїдним розпадом у твердому стані із формуванням орієнтованої у напрямі тепловідводу мікроструктура (за  $\nabla T < \nabla T_{\max}$ ) або розорієнтованої (за  $\nabla T > \nabla T_{\max}$ ).
3. За реалізації першого варіанту відбувається часткове формування метастабільних фаз із подальшим евтектоїдним розпадом в умовах підвищеної температури за рахунок залишкового нагріву або кінцевого відпалу зварного з'єднання.

Визначення переважного механізму формування зварного шва під час електронно-променевого зварювання сплаву мікрокомпозиційного сплаву Ti-TiB можливе на підставі аналізу особливостей структури і фазового складу матеріалу зварного шва.

На рисунку 3.10 представлено мікроструктуру матеріалу у прикінцевій області зварного шва у поздовжньому перетині.



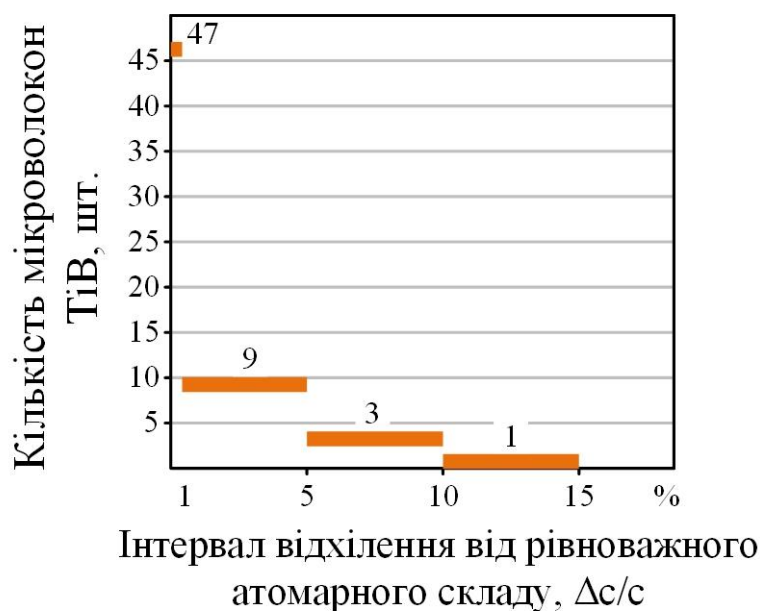


**Рисунок 3.10** – Мікроструктура матеріалу у прикінцевій області зварного шва сплаву Ti-TiB у поздовжньому перетині ( $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА,  $v_{\text{ел}}=10$  мм·с<sup>-1</sup>).

Структурні особливості матеріалу у прикінцевій області зварного шва сплаву Ti-TiB (див. рис. 3.10) у порівнянні з мікроструктурою зварного шва в інших областях (див. рис. 3.9) обумовлені наявністю у прикінцевої області вільної поверхні, що забезпечує додатковий тепловідвід. З огляду на малу теплопровідність титанових сплавів, це може бути впливовим чинником, що пришвидшує охолодження зварного шва у його крайніх зонах. Розмір включень TiB у прикінцевій області зварного шва значно менший, їх спрямованість у напрямку перпендикулярному зварному стику, більш чітко визначена. При цьому загальний розподіл мікрОВОЛОКОН TiB має дендритний характер. В центральних областях зварного шва мікроструктура сплаву Ti-TiB має вигляд перехідний від комірчастого до дендритного. Формування такої структури практично неможливе за умов евтектоїдного розпаду у твердому стані, що виключає цей механізм формування зварного шва за електронно-променевого зварювання мікрокомпозиційного сплаву Ti-TiB.

Для вибору 1-го або 3-го варіанту з описаних вище механізмів формування зварного шва за електронно-променевого зварювання мікрокомпозиційного

сплаву Ti-TiB, було проведено Оже спектральний аналіз волокон TiB щодо встановлення вмісту бора. У виборці було використано 60 волокон. Результати аналізу щодо відхилення складу фаз, що вміщують бор, представлено на рисунку 3.11.



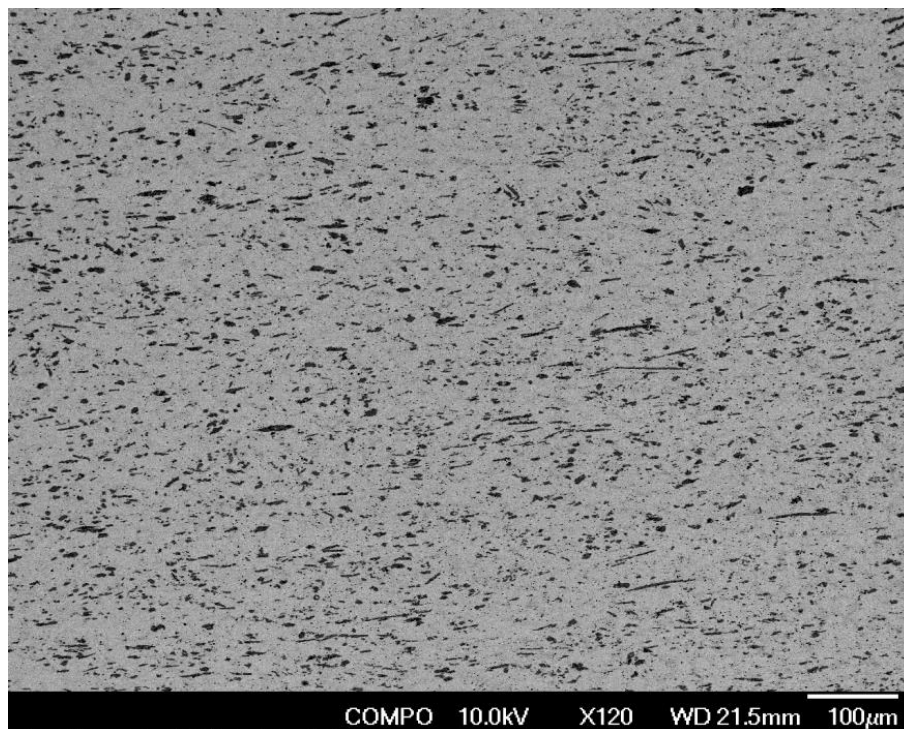
**Рисунок 3.11** – Результати аналізу статистичного розподілу мікріволокон TiB за відхиленням від рівноважного складу ( $n=1$ ) на підставі Оже спектрального аналізу мікрокомпозиційного сплаву Ti-TiB у зварному шві.

Отримані результати свідчать, що більша кількість волокон в зоні зварного шва відповідає  $TiB_n$  з  $n \sim 1$ , що узгоджується із результатами рентгенівського фазового аналізу. Разом з цим, до 13% волокон, що вміщують бор, мають відхилення від такого складу (50 ат.% Ti, 50 ат.% B),  $\Delta c/c > 1\%$ .

Це показує, що значна частина армуючих волокон у зварному шві знаходиться у метастабільному стані і підвищення температури до рівня, який забезпечить протікання дифузійних процесів, призведе до релаксації до термодинамічно стабільного стану ( $TiB_n$  з  $n \sim 1$ ). У такому стані за недостатності бора поблизу мікріволокна слід очікувати дифузію зайвих атомів Ti з його об'єму на поверхню до титанової матриці. Інтенсифікація дифузійних процесів такого типу є позитивним чинником впливу на механічні властивості сплаву в

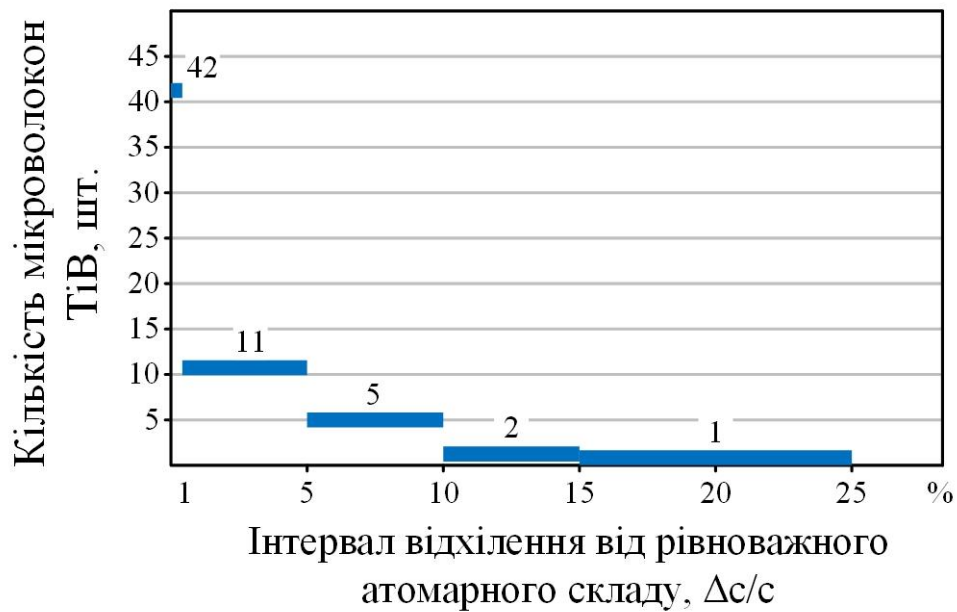
цілому, оскільки це сприяє зменшенню механічного напруження на межі контакту титанової матриці з мікрОВОЛОКНОМ TiB.

Мікроструктуру матеріалу в зоні термічного впливу сплаву Ti-TiB у поздовжньому перетині зварного шва ( $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА,  $v_{\text{ел}}=10$  мм·с<sup>-1</sup>) представлено на рисунку 3.12.



**Рисунок 3.12** –Мікроструктура матеріалу в зоні термічного впливу зварного з’єднання сплаву Ti-TiB у поздовжньому перетині ( $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА,  $v_{\text{ел}}=10$  мм·с<sup>-1</sup>).

Результати аналізу статистичного розподілу мікрОВОЛОКОН TiB<sub>n</sub> за відхиленням від рівноважного складу ( $n=1$ ) на підставі Оже спектрального аналізу мікрокомпозиційного сплаву Ti-TiB щодо складу фаз, що вміщують бор, представлено на рисунку 3.13. Порівняння розподілу мікрОВОЛОКОН TiB<sub>n</sub> за відхиленням від рівноважного складу в зварному шві (див. рис. 3.11) і зоні термічного впливу (див. рис. 3.13) дозволяє стверджувати, що мікрОВОЛОКОН, що вміщують бор і знаходяться у нерівноважному стані щодо концентрації бору, в зоні термічного впливу значно більше, ніж у центральній області матеріалу зварного шва. Це може свідчити про більш високу швидкість кристалізації розплаву у контакті із матеріалом основи Ti-TiB, що залишався у твердому стані.



**Рисунок 3.13** – Результати аналізу статистичного розподілу мікріволокон  $TiB_n$  за відхиленням від рівноважного складу ( $n=1$ ) на підставі Оже спектрального аналізу мікрокомпозиційного сплаву Ti-TiB на межі «зварний шов» – «основний матеріал».

Факт наявності в матеріалі зварного шва і зони термічного впливу нерівноважних фазових утворень типу  $TiB_n$  з  $n < 1$  дає підстави вважати, що після формування електронним променем зварної ванни відбувається швидка кристалізація через евтектичне перетворення із формуванням вторинних волокон TiB, переважно орієнтованих у напрямку температурного градієнту (від осі шва до зварюваних зразків) із частковим формуванням метастабільних фаз.

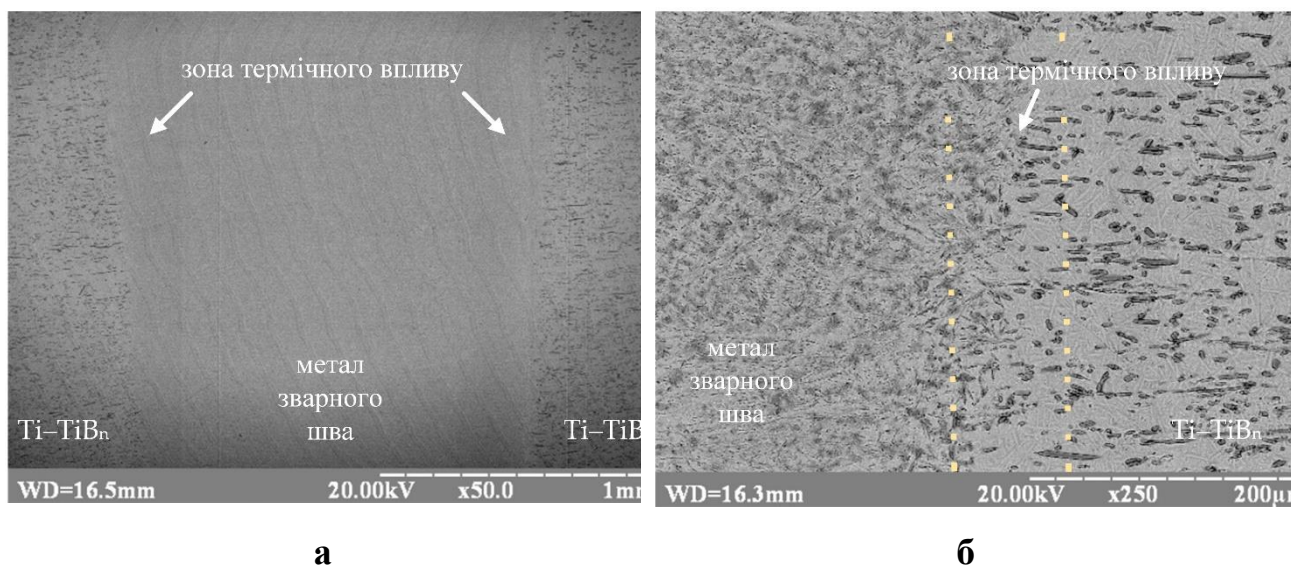
### **3.4. Вплив структури матеріалу зварного з'єднання Ti-TiB на його механічні властивості.**

У сплаві Ti-TiB фаза TiB, яка окрихчує матеріал, є зміцнюючою і є визначальною для формування мікроструктури композиційного типу. Цей факт визначає доцільність збереження у формованій зварювальній зоні мікроструктури з армуючими волокнами TiB. У дослідженнях [16, 42] було показано, що в умовах зонної плавки армуючі волокна TiB формуються переважно витягнутими в напрямку руху фронту кристалізації. При цьому в

областях термічного перегріву і недостатньо інтенсивного тепловідведення формуються диборідні включення, більш повно ограновані та такі, що забирають бор, необхідний для формування армуючих волокон моноборіда титану. Це є істотним для вибору параметрів підведення теплової енергії для формування розплаву в зоні зварного шва і умов його кристалізації.

В результаті варіювання швидкості переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}$  і вихідної температури  $T_0$  зварюваного сплаву Ti-TiB, був встановлений вплив цих параметрів на структуру та механічні властивості зварного з'єднання [46, 47, 48, 99, 102]. Зварювання виконувалося в режимах, параметри яких наведених в таблиці 3.3.

Раніше, у параграфі 3.1, було відзначено поділ матеріалу в області зварного шва на три зони (див рис. 3.14). Кожна із зон має особливості розвитку деформування, а відповідно і структурні елементи критичні для ініціювання руйнування.

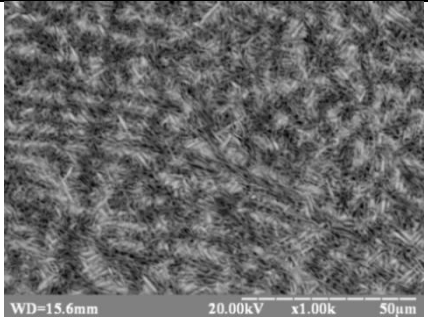
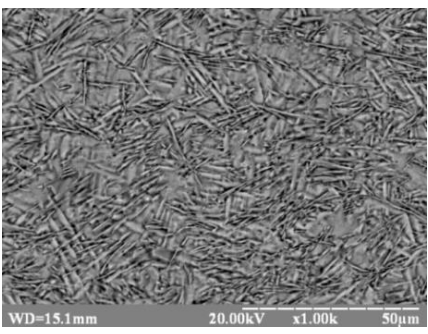


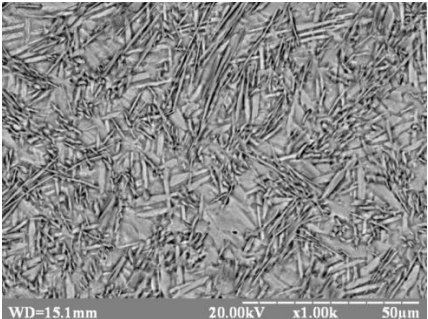
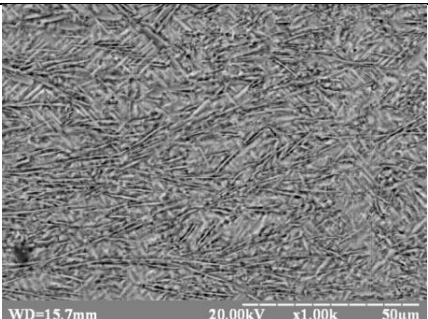
**Рисунок 3.14** – Зона зварного шва, отриманого електронно-променевим зварюванням експериментальних зразків Ti-TiB<sub>n</sub> (за результатами фазового рентгеноструктурного аналізу  $n=1$ ):

а - структура зони зварного шва;

б - структура області контакту матеріалу зварного шва (зліва) і матеріалу основи (праворуч).

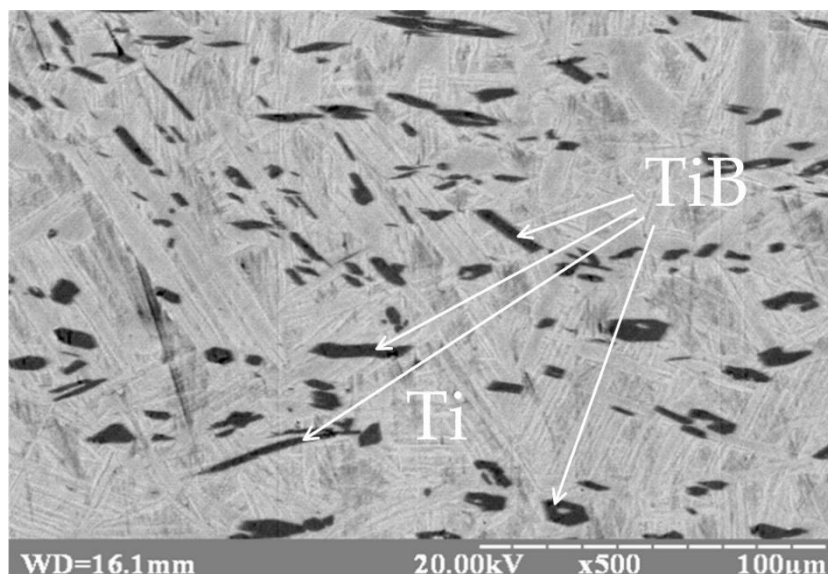
**Таблиця 3.3** - Характеристики матеріалу зварних з'єднань Ti-TiB, отриманих за різних параметрів режиму електронно-променевого зварювання.

№ серії	Швидкість переміщення	Вихідна температура зварюваних матеріалів $T_0, ^\circ\text{C}$	Рестровані фази	Спотворення кристалічної решітки $\Delta, \%$	Середній розмір кристалічних блоків $\Theta, 10^{-10} \text{ м}$	Механічні характеристики				Металографічна структура матеріалу в області зварного шва
						$\sigma_{0.2}$ МПа	$\sigma_B$ МПа	$\delta$ %	$\Psi$ %	
1	7	20	$\alpha \text{ Ti}$  $\text{TiB}$	$\alpha \text{ Ti} - 0,1$ $\text{TiB} - 0,209$	$\alpha \text{ Ti} - 150$ $\text{TiB} - 56,36$	957,2	1040	2,0	6,6	
2	10	20		$\alpha \text{ Ti} - 0$ $\text{TiB} - 0,23$	$\alpha \text{ Ti} - 142$ $\text{TiB} - 195,1$	-	1023,1	-	-	

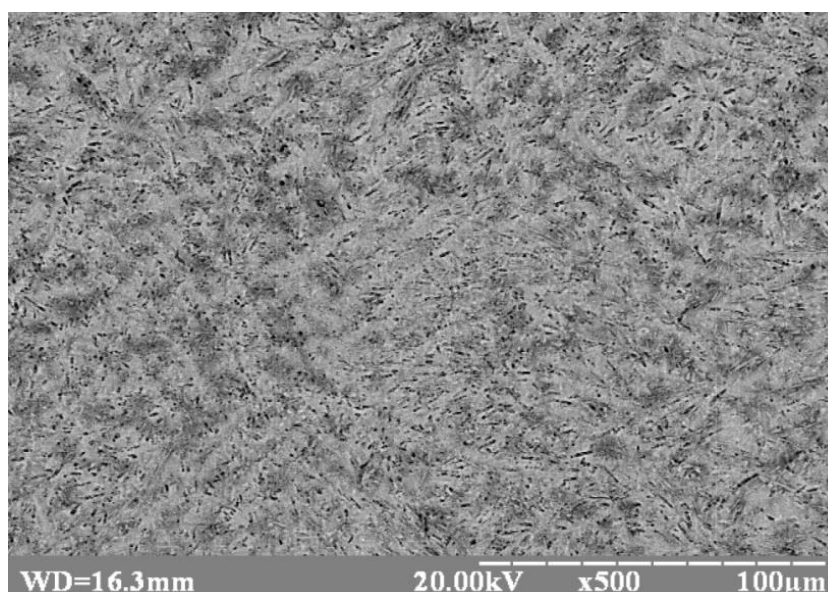
№ серії	Швидкість переміщення	Вихідна температура зварюваних матеріалів $T_0, ^\circ\text{C}$	Реєстровані фази	Спотоврення кристалічної решітки $\Delta, \%$	Середній розмір кристалічних блоків $\Theta, 10^{-10} \text{ м}$	Механічні характеристики				Металографічна структура матеріалу в області зварного шва
						$\sigma_{0.2}$ МПа	$\sigma_B$ МПа	$\delta$ %	$\Psi$ %	
3	13	400	$\alpha \text{ Ti}$  $\text{TiB}$	$\alpha \text{ Ti} - 0$ $\text{TiB} - 0,004$	$\alpha \text{ Ti} - 141$ $\text{TiB} - 84,03$	-	950,2	-	-	
4	13	20		$\alpha \text{ Ti} - 0,2$ $\text{TiB} - 0,41$	$\alpha \text{ Ti} - 140$ $\text{TiB} - 86,65$		950	-	-	



Результати металографії показали, що зміни структури матеріалу у вихідному стані і матеріалу отриманого в результаті формування зварного шва за всіх умов зварювання електронним променем мають спільні риси (див. рис. 3.15, рис. 3.16).



**Рисунок 3.15** – Структура сплаву Ti-TiB в матеріалі основи (без термічного впливу).

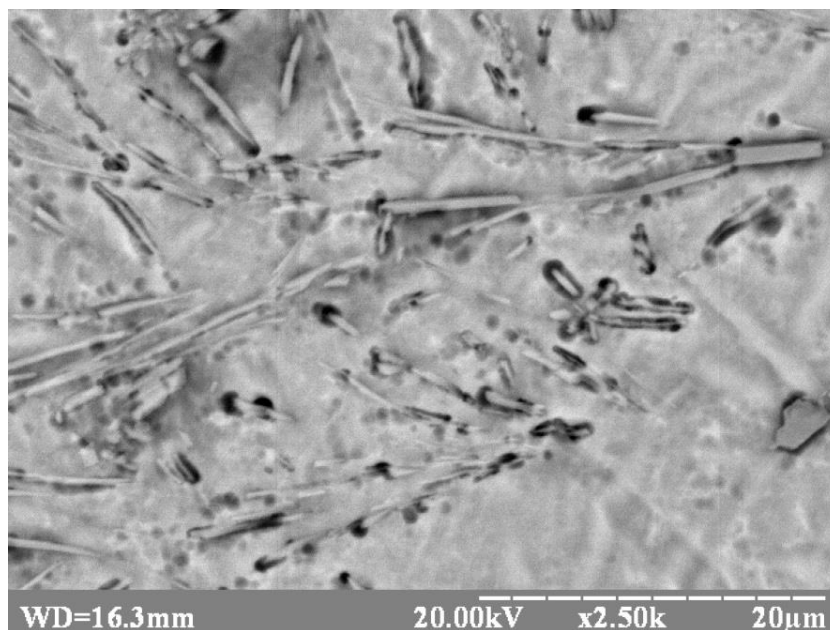


**Рисунок 3.16** – Структура сплаву Ti-TiB в зоні зварного шва.

Мікроструктура матеріалу зварного шва за параметрів всіх використаних режимів зварювання має вигляд, характерний для формування в умовах швидкої кристалізації (див. рис. 3.17), який відрізняється від основного матеріалу подрібненням волокон, що вміщують бор, і збільшенням їх кількості на одиницю



площі. Підтвердженою закономірністю також є хаотичний, без переважних напрямків характер розподілу армуючих волокон.



**Рисунок 3.17** – Розподіл волокон, що вміщують бор, в матеріалі зварного шва.

Основні характеристики матеріалу, виявлені в області зварного шва, умовно розділеного на три зони, наведені в таблиці 3.4.

Отримані результати свідчать про збільшення ширини зони термічного впливу, що сформувалася в умовах взаємодії розплаву із кристалічним металом експериментального зразка, як за зменшенні швидкості переміщення електронного променя, так і за збільшенні температури зварюваних зразків. Це говорить про розвиток у граничній області релаксаційних термодинамічних процесів, протікання яких визначає її розміри. Повнота їх протікання вимагає тривалості тимчасового інтервалу і підвищених температур, що і забезпечує збільшення тепловою енергії в умовах додаткового нагрівання і зменшення швидкості переміщення електронного променя.

Разом з тим вихідна температура і швидкість переміщення електронного джерела нагріву по-різному впливають на розвиток релаксаційних процесів. Якщо за початкової температури зразків 400°C спостерігається значне підвищення ступеня однорідності розподілу фази, що вміщує бор, в перехідній зоні та

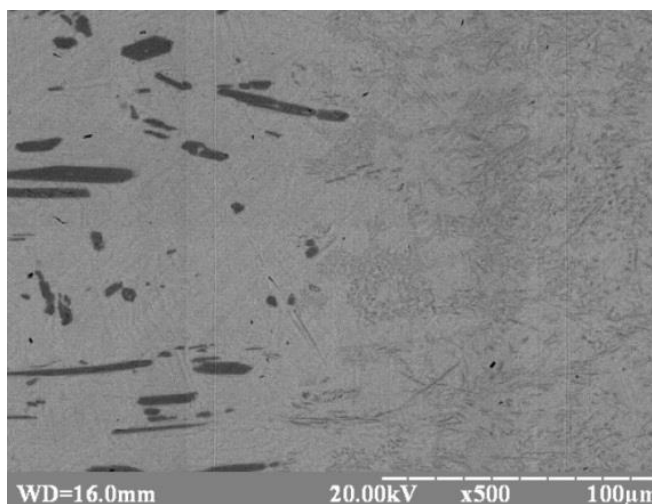
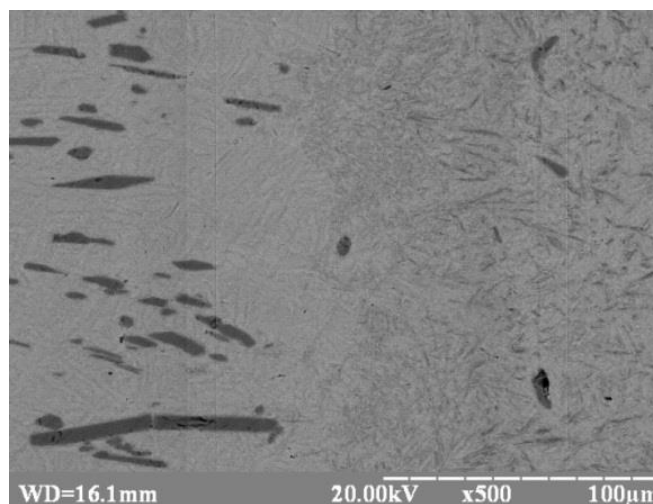
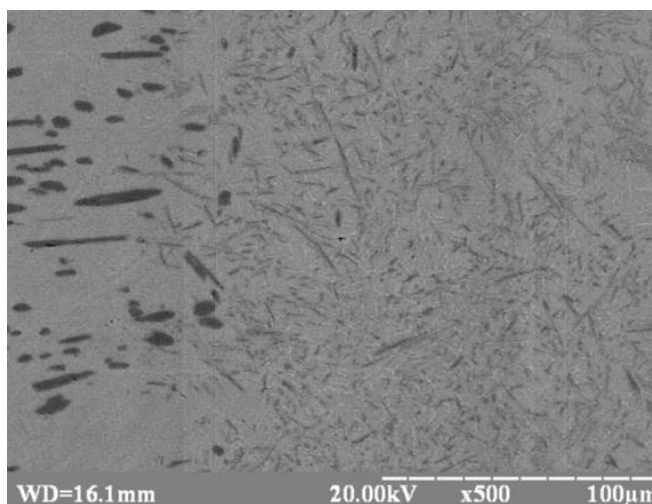
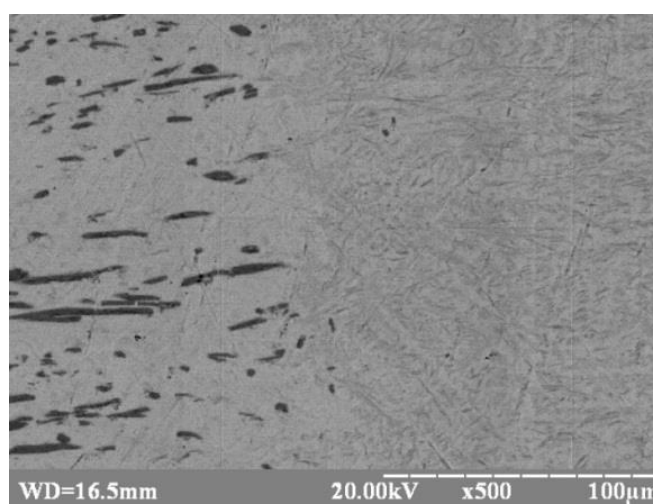
**Таблиця 3.4** - Характеристики структури Ti-TiB<sub>n</sub> (за результатами фазового рентгеноструктурного аналізу  $n=1$ ) в зоні зварного шва.

Номер серії зразка	Перехідна зона, що сформувалася за взаємодії розплаву із кристалічним металом експериментального зразка (рис. 3.18). Область, яка зберігає структурні особливості як вихідного матеріалу, так і зварного шва	Зона зварного шва, сформована із розплаву (рис. 3.19)	Зона матеріалу експериментального зразка поза зоною зварювання
1	<p>Ширина зони становить в середньому 50 мкм.</p> <p>У матеріалі знаходяться області, позбавлені волокнистих включень, а також області, що вміщують як вихідні великі волокна TiB, так і тонкі мікронні і субмікронні волокна.</p>	<p>Волокна TiB не мають переважної орієнтації (рис. 3.19, а). Довжина волокон становить від 2 мкм до 8 мкм. Товщина волокон TiB співвідноситься з їх довжиною в середньому у співвідношенні від 1:4 до 1:8. Середня відстань між волокнами в матриці титану становить 1,5 мкм.</p>	<p>Характерно наявність великих витягнутих зерен бориду титану, для яких характерне зменшення інтенсивності піку характеристичного рентгенівського випромінювання титану в 1,2-1,3 рази у порівнянні з основою - титанової матрицею. Волокна розподілені рівномірно по всьому об'єму (їх товщина складає 2-7 мкм, див. рис. 3.15) спостерігаються волокна довжиною від 8 до 70 мкм. Товщина волокон TiB співвідноситься з їх довжиною в середньому в співвідношенні 1:3, при цьому цей показник для різних включень варіюється від 2:3 до 1:15. Орієнтація армуючих волокон – вихідне.</p>

Номер серії зразка	<p><b>Перехідна зона, що сформувалася за взаємодії розплаву із кристалічним металом експериментального зразка (рис. 3.18).</b></p> <p><b>Область, яка зберігає структурні особливості як вихідного матеріалу, так і зварного шва</b></p>	<p><b>Зона зварного шва, сформована із розплаву (рис. 3.19)</b></p>	<p><b>Зона матеріалу експериментального зразка поза зоною зварювання</b></p>
2	<p>Ширина зони становить в середньому 40 мкм.</p> <p>У матеріалі знаходяться області, позбавлені волокнистих включень, а також області, що включають, як вихідні великі волокна TiB, так і тонкі мікронні та субмікронні волокна.</p>	<p>Волокна TiB не мають переважної орієнтації (рис. 3.19, б).</p> <p>Довжина волокон становить від 1 до 4 мкм.</p> <p>Товщина волокон TiB співвідноситься з їх довжиною в середньому у співвідношенні 1:5, при цьому цей показник для різних включень варіюється від 1:4 до 1:6. Середня відстань між волокнами в матриці титану становить 0.8 мкм.</p>	<p>Характерно наявність великих витягнутих зерен бориду титану, для яких характерне зменшення інтенсивності піку характеристичного рентгенівського випромінювання титану в 1,2-1,3 рази у порівнянні з основою - титанової матрицею. Волокна розподілені рівномірно по всьому об'єму (їх товщина складає 2-7 мкм, див. рис. 3.15) спостерігаються волокна довжиною від 8 до 70 мкм.</p> <p>Товщина волокон TiB співвідноситься з їх довжиною в середньому в співвідношенні 1:3, при цьому цей показник для різних включень варіюється від 2:3 до 1:15. Орієнтація армуючих волокон – вихідне.</p>

Номер серії зразка	<p><b>Перехідна зона, що сформувалася за взаємодії розплаву із кристалічним металом експериментального зразка (рис. 3.18).</b></p> <p><b>Область, яка зберігає структурні особливості як вихідного матеріалу, так і зварного шва</b></p>	<p><b>Зона зварного шва, сформована із розплаву (рис. 3.19)</b></p>	<p><b>Зона матеріалу експериментального зразка поза зоною зварювання</b></p>
3	<p>Ширина зони становить в середньому 32 мкм. Особливістю структури в такий перехідний зони у порівнянні із зразками 1, 2 і 4 є більш високий ступінь однорідності, що наближається до характеристик матеріалу зварного шва.</p>	<p>Волокна борида титану розташовані без переважної орієнтації (рис. 3.19, в). Довжина волокон становить від 5 до 20 мкм. Товщина волокон TiB співвідноситься з їх довжиною в середньому в співвідношенні 1:9, при цьому цей показник для різних включень варіюється від 1:4 до 1:11. Середня відстань між волокнами в матриці титану становить 4 мкм.</p>	<p>Характерно наявність великих витягнутих зерен борида титану, для яких характерне зменшення інтенсивності піку характеристичного рентгенівського випромінювання титану в 1,2-1,3 рази у порівнянні з основою - титанової матрицею. Волокна розподілені рівномірно по всьому об'єму (їх товщина складає 2-7 мкм, див. рис. 3.15) спостерігаються волокна довжиною від 8 до 70 мкм. Товщина волокон TiB співвідноситься з їх довжиною в середньому в співвідношенні 1:3, при цьому цей показник для різних включень варіюється від 2:3 до 1:15. Орієнтація армуючих волокон – вихідне.</p>

Номер серії зразка	<p><b>Перехідна зона, що сформувалася за взаємодії розплаву із кристалічним металом експериментального зразка (рис. 3.18).</b></p> <p><b>Область, яка зберігає структурні особливості як вихідного матеріалу, так і зварного шва</b></p>	<p><b>Зона зварного шва, сформована із розплаву (рис. 3.19)</b></p>	<p><b>Зона матеріалу експериментального зразка поза зоною зварювання</b></p>
4	<p>Ширина зони становить в середньому 28 мкм. У матеріалі знаходяться області, позбавлені волокнистих включень, а також області, які включають як вихідні великі волокна TiB, так і тонкі мікронні та субмікронні волокна.</p>	<p>Волокна борида титану розташовані без переважної орієнтації (рис. 3.19, г). Довжина волокон становить від 2 до 6 мкм. Товщина волокон TiB співвідноситься з їх довжиною у середньому в співвідношенні 1:10, при цьому цей показник для різних включень варіюється від 1:6 до 1:10. Середня відстань між волокнами в матриці титану становить 0,8 мкм.</p>	<p>Характерно наявність великих витягнутих зерен борида титану, для яких характерне зменшення інтенсивності піку характеристичного рентгенівського випромінювання титану в 1,2-1,3 рази у порівнянні з основою - титанової матрицею. Волокна розподілені рівномірно по всьому об'єму (їх товщина складає 2-7 мкм, див. рис. 3.15) спостерігаються волокна довжиною від 8 до 70 мкм. Товщина волокон TiB співвідноситься з їх довжиною в середньому в співвідношенні 1:3, при цьому цей показник для різних включень варіюється від 2:3 до 1:15. Орієнтація армуючих волокон – вихідне.</p>

**а****б****в****г**

**Рисунок 3.18** – Структура матеріалу в області зоні термічного впливу:

а - зразок серії 1;

б - зразок серії 2;

в - зразок серії 3;

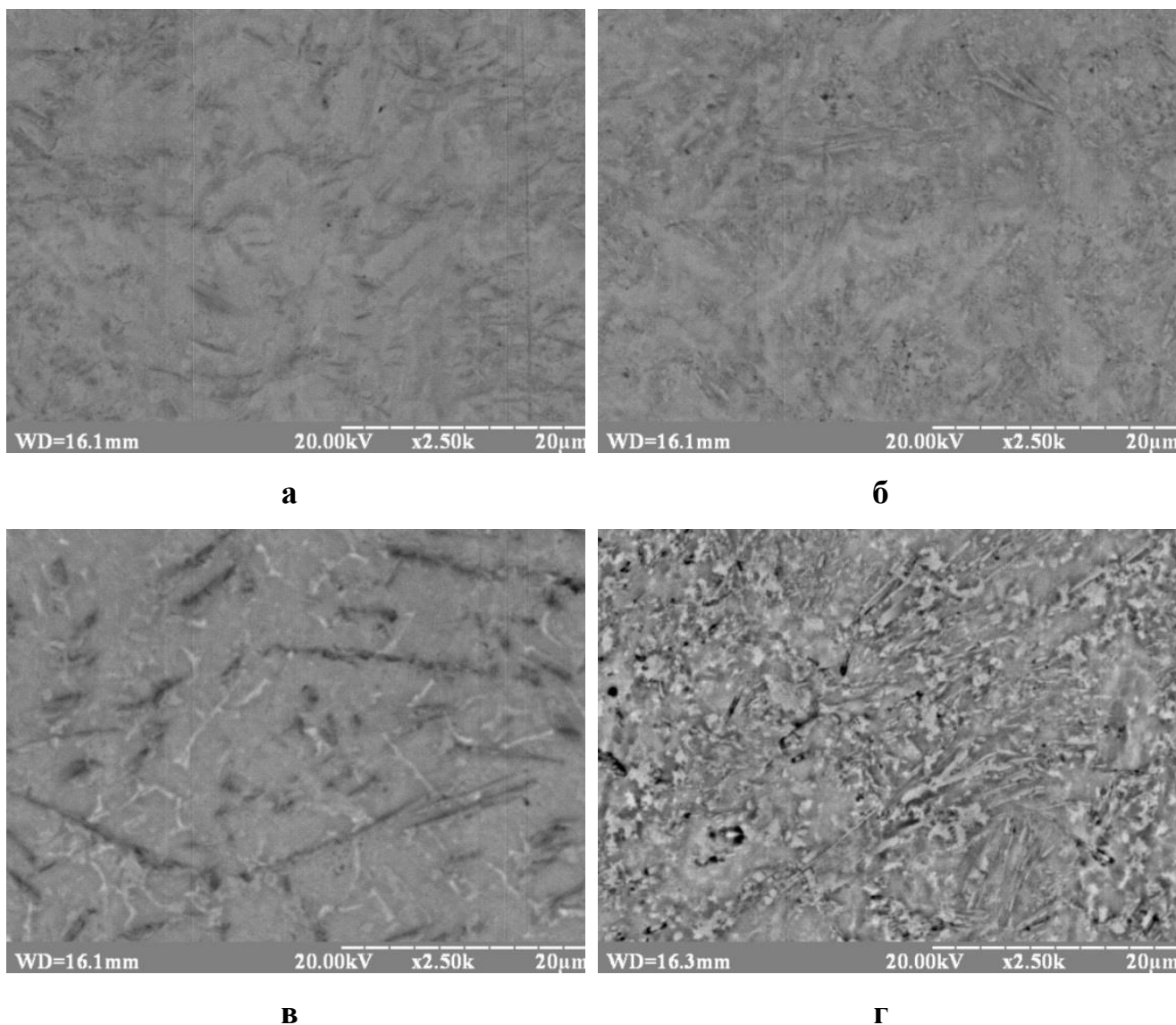
г - зразок серії 4.

збільшення розміру волокон цієї фази як по довжині, так і по товщині, тоді як за зменшенні швидкості сканування електронного променя спостерігаються розміри волокон, які мають тенденцію до зменшення, а розподіл у перехідній зоні стає більш неоднорідним, набуває дендритного характеру.

У матеріалі зварного шва, який сформувався після його кристалізації з розплаву, незважаючи на деякі відмінності, викликані змінами швидкості  $v_{\text{ел}}$  або вихідної температури, на всіх режимах зварювання мають загальний, зазначений в параграфі 3.1, характер змін у порівнянні із матеріалом основи (рис. 3.15). Волокна TiB втрачають переважну спрямованість і істотно подрібнюються. Разом з тим, виникають і відмінності. Найменший розмір волокон TiB і найвища рівномірність їх розподілу в титановій матриці спостерігається в матеріалі зварного шва за середньої величини швидкості переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}=10 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ . Попереднє нагрівання зварюваних сплавів призводить до значного зростання розмірів волокон TiB, що ймовірно викликане збільшенням загальної питомої внутрішньої енергії матеріалу в зоні зварного шва. Ймовірно, збільшення  $v_{\text{ел}}$  обумовлює значне збільшення температурних градієнтів, а відповідно і істотно більшу нерівноважність фазових і структурних станів. Спостерігаються наступні зміни структури матеріалу в перехідній зоні за зменшенні  $v_{\text{ел}}$ :

- сегрегація волокон, що вміщують бор, в області із їх підвищеним вмістом і формування областей збіднених такими фазами (рис. 3.19, а). Середня відстань між волокнами зростає (табл. 3.4);

- зростання волокон, що вміщують бор, як за довжиною, так і за товщиною під час зростання залишкової температури зварного з'єднання, як за рахунок збільшення тривалості впливу електронного променя електронного променя за меншої  $v_{\text{ел}}$  (рис. 3.19, а), так і за рахунок попереднього нагріву (рис. 3.19, в). При цьому вплив попереднього нагрівання значно більш яскраво виражений. Останнє може бути обґрунтовано тим, що в обох випадках температурний градієнт достатній для забезпечення зростання мікрОВОЛОКОН TiB; але більший рівень питомої теплової енергії, яка підводиться в зону зварного шва за уповільненні переміщення електронного променя (в порівнянні з попереднім нагріванням), забезпечує найкращі умови для формування рівноважних станів. Про це, зокрема, свідчить структура дендритного типу, яка спостерігається переважно за мінімальної швидкості переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}$ .



**Рисунок 3.19** – Структура сплаву Ti-TiB в зоні зварного шва після електронно-променевого зварювання:

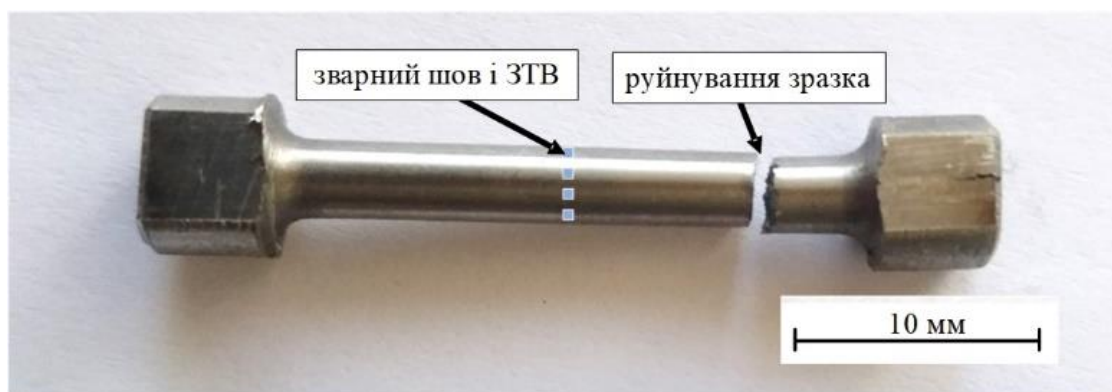
- а - зразок серії 1 ( $v_{\text{ел}}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $T_0=20^\circ\text{C}$ );
- б - зразок серії 2 ( $v_{\text{ел}}=10 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $T_0=20^\circ\text{C}$ );
- в - зразок серії 3 ( $v_{\text{ел}}=13 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $T_0=400^\circ\text{C}$ );
- г - зразок серії 4 ( $v_{\text{ел}}=13 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $T_0=20^\circ\text{C}$ )

Результати механічних випробувань зварених зразків Ti-TiB на розрив виявили, що структура матеріалу в області зварного шва, а також механічні властивості зварних з'єднань і основного металу залежать від параметрів режиму виконання зварювання (табл. 3.15). Зокрема, за мінімальній швидкості



переміщення електронного променю  $v_{\text{ел}}$  вдалося отримати певний рівень пластичності ( $\delta=2\%$ ).

Проведені фактографічні дослідження і аналіз розташування зони руйнування відносно зварного шва в зварних з'єднаннях Ti-TiB показали, що всі експериментальні зразки зруйнувалися за основним металом з'єднання (див. рис. 3.20).

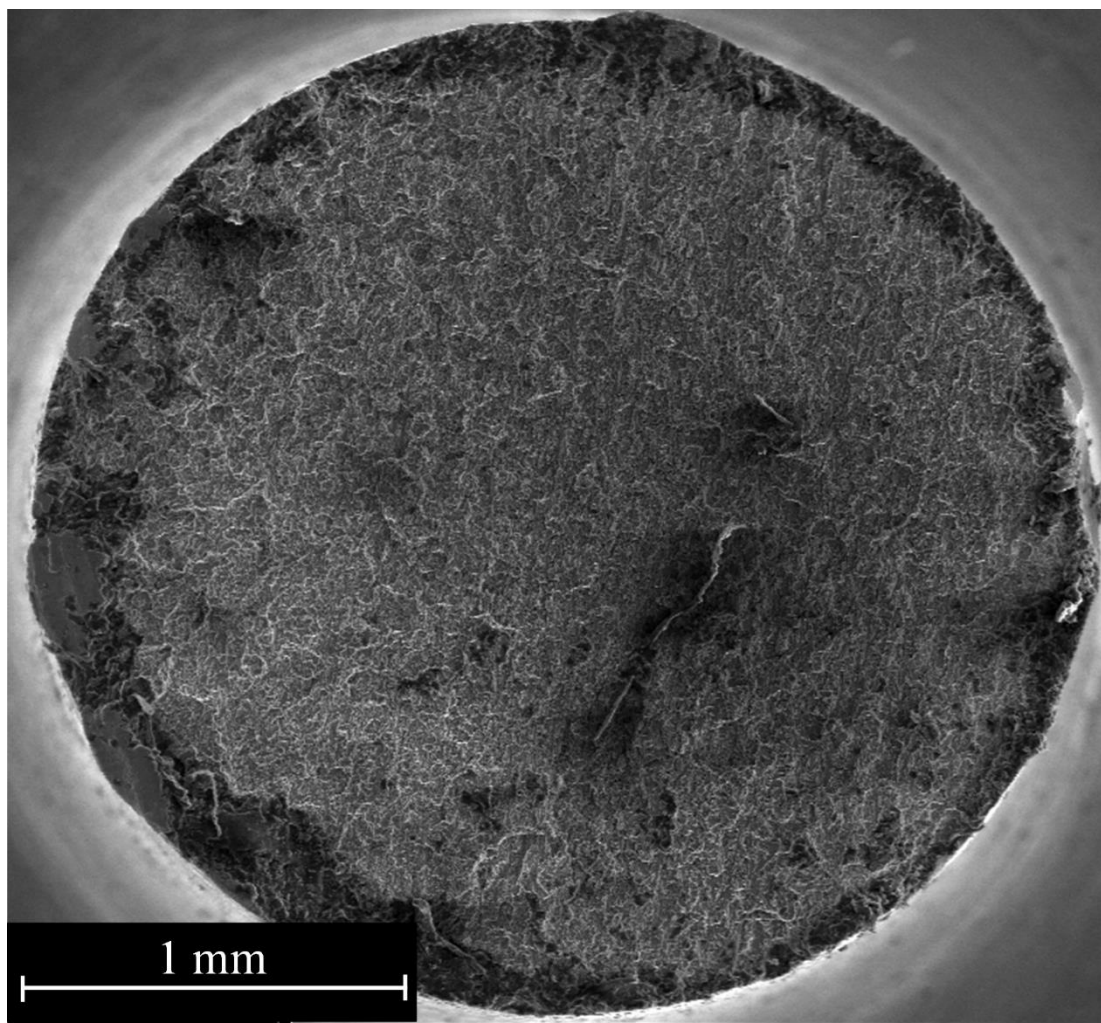


**Рисунок 3.20** – Зразок для випробувань на розтягування – після руйнування.

Це свідчить про те, що міцність зварного з'єднання не нижче міцності основного матеріалу. Поверхня руйнування слабо виражена (див. рис. 3.21).

За результатами механічних випробувань на розтягування зразків зі зварних з'єднань максимальна пластичність реєструється при мінімальній швидкості переміщення електронного променю  $v_{\text{ел}}$ . При цьому спостерігається змішаний характер руйнування. На поверхні зламу помітні фрагменти в'язкого руйнування, світлі хвилясті гребні (див. рис. 3.22), крихке руйнування в основному носить транскристалітний характер за механізмом крихкого відколу.

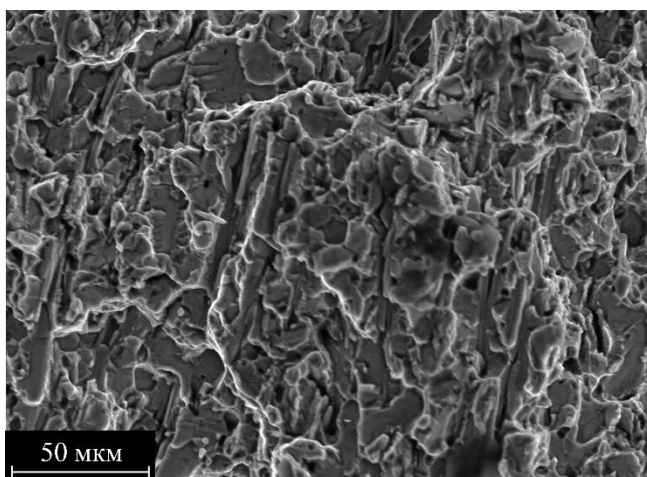
На рисунку 3.22 демонструється результат фактографічного дослідження поверхні руйнування звареного експериментального зразка. Загальний механізм руйнування крихкий, про що свідчать сліди численних відколів (див. рис. 3.22, а). На ділянці зламу видно, що великі стрижневі бориди розтріскуються (див. рис. 3.22, б), оскільки навколо них виникають високі напруження, які призводять до крихкого руйнування. Більш короткі бориди (менше 5 мкм) не призводять до сильної локалізації напружень, і тому не роблять істотного впливу на в'язкість руйнування матриці, яка деформується пластично.



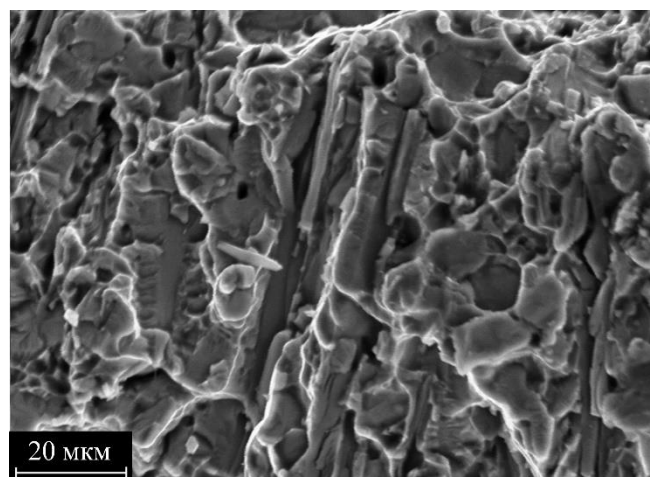
**Рисунок 3.21** – Загальний характерний вигляд поверхні руйнування звареного експериментального зразка Ti-TiB ( $v_{ел}=10 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ).

На рисунку (див. рис. 3.22, в) представлений фрагмент ділянки крихкого руйнування, де на поверхні руйнування виявлені вторинні тріщини, які в основному локалізовані в області поблизу боридних включень.

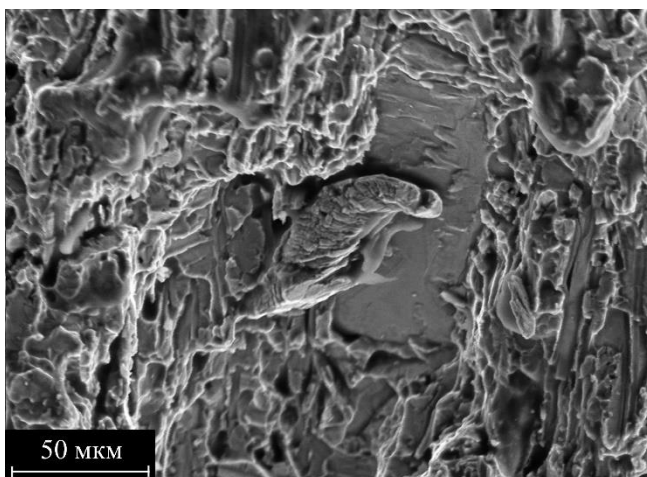
Оскільки руйнування звареної конструкції відбувається за основним матеріалом, то вплив варійованих параметрів зварювання слід віднести до термічного впливу на основний матеріал. За мінімальній швидкості переміщення електронного променя  $v_{ел}$  спостерігається мінімальне спотворення кристалічної решітки бориду титану і мінімальний розмір кристалічних блоків TiB (табл. 3.3). Менше спотворення кристалічної решітки бориду титану спостерігається лише за попереднього нагрівання, але попереднє нагрівання призводить до значного зростання середнього розміру кристалічних блоків TiB.



а



б



в

**Рисунок 3.22** – Структура поверхні руйнування зварного з'єднання титанового сплаву Ti-TiB, виконаного електронно-променевим зварюванням за  $v_{\text{ел}}=10 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ :  
а -  $\times 500$ ;  
б, в -  $\times 1000$ .

Відповідно до результатів [90] висока адгезійна міцність міжфазних кордонів між титановою матрицею і ниткоподібними кристалами TiB в композиційному сплаві BT18У - TiB зберігається до температури  $T=600-700^\circ\text{C}$ . Вихідний підігрів до  $400^\circ\text{C}$  може призводити до перевищення цієї температури в зоні градієнтного термічного впливу, до руйнування адгезійного зв'язку на деяких ділянках великих кристалічних блоків TiB і до появи додаткових дефектів, що сприяють крихкому руйнуванню і зниженню міцності зварного з'єднання.

Таким чином встановлено, що критичним фактором, який впливає на руйнування зварної конструкції на основі з'єднання пластин зі сплаву Ti-Ti-TiB товщиною 10 мм, є виникнення термічних напружень в основному матеріалі, викликане впливом електронного променя на область зварного шва. Область

виникнення таких напружень знаходиться поза зварним швом і зоною термічного впливу на фазовий склад і структуру матеріалу. Для перевірки такої гіпотези в основному матеріалі зруйнованого зразка була виміряна твердість на різних відстанях від поверхні руйнування. Поблизу області руйнування твердість становила  $HV=5,2$  ГПа, а зоні поблизу захоплення  $HV=4,5$  ГПа, в зоні зварного шва  $HV=4,8$  ГПа. Ширина зони підвищеної твердості склала  $\sim 3$  мм і була симетричною відносно зварного шва. У зв'язку з цим було запропоновано і виконано фінішне термічне оброблення звареної конструкції для зняття термічних напружень. Відпал був проведений в режимі  $550^{\circ}\text{C}$ , тривалістю 1 годину в вакуумі  $5 \times 10^{-1}$  Па. В результаті проведеного відпалу отримані результати, представлені в таблиці 3.5.

**Таблиця 3.5** - Характеристики механічних властивостей матеріалу зварних з'єднань Ti-TiB, отриманих за різних параметрів режимів електронно-променевого зварювання після термооброблення.

Номер серії	Швидкість переміщення електронного променя, $v_{\text{ел}}$ , $\text{мм} \cdot \text{с}^{-1}$	Вихідна температура зварювання зразків, $T_0$ , $^{\circ}\text{C}$	Фінішне термооброблення (1 год.), $T$ , $^{\circ}\text{C}$	Механічні характеристики			
				$\sigma_{0.2}$ МПа	$\sigma_B$ МПа	$\delta$ %	$\Psi$ %
1	7	20	550	930,1	1058	4,0	9,2
2	10	20		923,7	1043,4	3,9	8,9
4	13	20		928,5	1062,0	4,1	9,0

Отримані результати показують, що проведений відпал дозволяє зняти залишкові напруження у зварної конструкції стикового з'єднання пластин сплаву Ti-TiB, що не призводить до істотного зростання межі міцності у порівнянні із кращими показниками без термічного оброблення (див. табл. 3.3), але дозволяє стабілізувати цю характеристику для всіх режимів зварювання. Проведений відпал дозволяє забезпечити стабільний рівень пластичності сплаву Ti-TiB для всіх режимів зміни швидкості переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}$ .

### Висновки по розділу 3.

Таким чином, отримані результати дають підстави вважати, що електронно-променеє зварювання у режимах із параметрами:  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА, розгортка променю під час зварювання - еліпсоподібна поперечна ( $3\times 4$  мм), за всіх значень  $v_{\text{ел}}$  в інтервалі від  $7 \text{ мм}\cdot\text{с}^{-1}$  до  $13 \text{ мм}\cdot\text{с}^{-1}$ , забезпечує отримання нерознімного зварного з'єднання зразків сплаву Ti-TiB, який містить 5 мас.% TiB<sub>2</sub> в титановій основі. Під час формування зварного шва вихідний матеріал зазнає структурних змін, які призводять до зменшення товщини волокон, що вміщують бор, із 3-8 мкм до 0,1-0,9 мкм. При цьому втрачається їх характерна вихідна спрямованість і спостерігається значне зменшення співвідношення товщини волокон боридної фази з їх довжиною. У матеріалі перехідної зони «основний метал»-«матеріал зварного шва» сплаву Ti-TiB спостерігаються як боридні волокна товщиною 3-8 мкм і довжиною від 8 до 40 мкм, характерні для вихідного матеріалу, так і тонкі довгі боридні волокна товщиною до 0,1-0,9 мкм завдовжки 3-15 мкм, характерні для зварного шва.

Визначені особливості нерівноважного елементного складу фази TiB у зоні зварного шва і прилеглої до нього зони термічного впливу показують, що електронно-променеє зварювання сплаву Ti-TiB за умов  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА та еліпсоподібної поперечної розгортки променю під час зварювання ( $3\times 4$  мм), за всіх значень  $v_{\text{ел}}$  в інтервалі від  $7 \text{ мм}\cdot\text{с}^{-1}$  до  $13 \text{ мм}\cdot\text{с}^{-1}$ , призводить до утворення зварної ванни, яка кристалізується в умовах швидкого охолодження шляхом незавершеного евтектичного перетворення із формуванням у зварному шві і перехідній зоні метастабільних фазових утворень TiB недонасичених бором.

За визначеної тенденції щодо зменшення розміру армуючих волокон за їх розчиненні у рідкій зварній ванні та кристалізації під час утворення зварного шва, збільшення вихідної температури зварювання зразків сплаву Ti-TiB від 20°C до 400°C призводить до значного підвищення ступеня однорідності розподілу фази, що вміщує бор, в перехідній зоні та збільшення розміру волокон цієї фази, як за довжиною, так і за товщиною, як у перехідній зоні, так і в області зварного шва.

Підвищення рівня нерівноважності термодинамічних умов формування зварного шва шляхом збільшення швидкості переміщення електронного променя  $\nu_{\text{ел}}$  від  $7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$  до  $13 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$  призводить до двократного зменшення перехідної зони «основний метал»-«матеріал зварного шва» та до збільшення рівномірності макро розподілу в титановій матриці волокон, що вміщують бор. Подальше зменшення термодинамічної нерівноважності структурних та фазових станів шляхом проведення відпалу ( $550^{\circ}\text{C}$ , вакуум, 1 година) зварних з'єднань титанового сплаву Ti-TiB, отриманих електронно-променевим зварюванням, дозволяє зняти залишкові механічні напруження у матеріалі зварної конструкції і стабілізувати її механічні характеристики для всіх використаних режимів зварювання ( $\sigma_{\text{в}}=1050 \text{ ГПа}$ ,  $\delta=4\%$ ).

## РОЗДІЛ 4

### ТЕХНОЛОГІЧНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiB з ( $\alpha + \beta$ ) ТИТАНОВИМ СПЛАВОМ ТИПУ T110

Традиційно важливою проблемою сучасного машинобудування є отримання складових машин, функціональні елементи яких виготовляються із різних за марками та експлуатаційними характеристиками матеріалів. Зокрема одні елементи машин можуть експлуатуватися в умовах підвищеної температури, а інші потребувати підвищеної зносостійкості. Титановий сплав T110 зберігає підвищені механічні характеристики до температур 700-800°C, а сплав Ti-TiB має високу твердість і зносостійкість. Їх поєднання в одному вузлі здатне забезпечити йому нові експлуатаційні якості. Це обумовлює доцільність зварного з'єднання деталей із цих матеріалів. Крім того, опрацювання технологічних принципів зварювання сплаву Ti-TiB із типовим ( $\alpha + \beta$ ) титановим сплавом T110 розкриває можливість поширення узагальнень та встановлених закономірностей формування зварного з'єднання на одну з найпоширеніших груп титанових сплавів.

#### **4.1. Особливості структури зварного шва сплаву з'єднання Ti-TiB з ( $\alpha + \beta$ ) титановим сплавом типу T110, що отримане електронно-променевим зварюванням.**

Для зварювання Ti-TiB з титановим сплавом, який не містить армуючих волокон, необхідно розуміти перебіг процесу формування перехідної зони зварного шва і відповідних структурних змін в матеріалі зварного шва та відповідної перехідної зони термічного впливу.

У параграфі 2.1 вже зазначалося, що використовуваний ( $\alpha + \beta$ ) титановий сплав за складом (Al-3,5%, Nb-3,0%, Fe-2,5%, V-1,9%, Mo-1,4%, Zr-1,3%, Si-0,1%, Ti – інше) та властивостями аналогічний сплаву марки T110 (5,0-6,0% Al, 3,5-4,8% Nb, 1,5-2,5% Fe, 0,8-2,0% V, 0,8-1,8% Mo, 0,3-0,8% Zr, 0,09% O<sub>2</sub>, 0,02% N<sub>2</sub>, 0,003% H<sub>2</sub>) [16]. Також було зазначено, що для сплавів композиційного типу Ti-TiB характерна анізотропія механічних властивостей, яка визначається спрямованістю армуючих

волокон. Спрямованість волокон TiB в сплаві Ti-TiB обумовлена його деформацією після багаторазової прокатки.

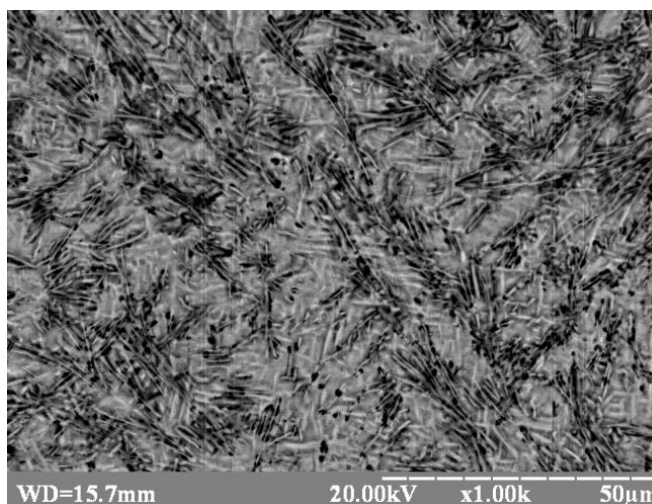
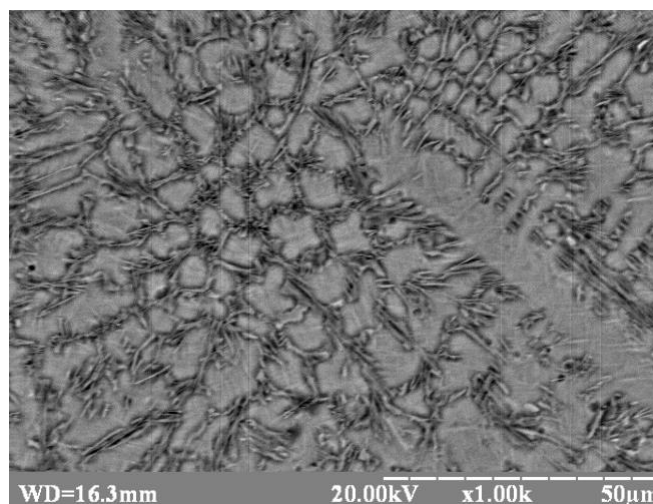
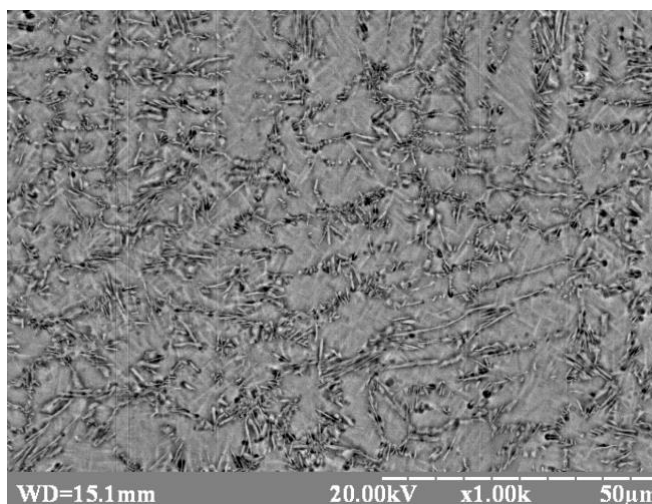
Зварювання зразків сплавів Ti-TiB і T110 виконувалася в режимах:  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА, швидкість переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}=7, 10, \text{ і } 13$  мм·с<sup>-1</sup>, розгортка променя під час зварювання зберігалася еліпсоподібної форми, поперечна (3×4 мм). Після зварювання частина зварених зразків піддавалась відпалу протягом 1 години за температури 750°C (в вакуумі) або за температури 850°C (на повітрі). Вибір швидкості переміщення електронного променя проводився з урахуванням особливостей ( $\alpha+\beta$ ) титанових сплавів, чутливих до швидкості зміни температури. Практичний досвід зварювання плавленням сплаву T110 описаний в [2], при цьому відзначено негативний вплив термічного циклу електронно-променевого зварювання на властивості близьких до нього сплавів VT23, VT22 [105], що пов'язано з високими швидкостями нагрівання та охолодження металу шва і зони термічного впливу. У розділі 3 було показано, що нагрівання до плавлення і швидке охолодження позитивно впливає на структуру і властивості сплаву Ti-TiB [99, 102]. В результаті виконання зварних з'єднань сплавів Ti-TiB і T110 за всіх режимів [49, 100, 101] в зоні зварного шва не спостерігалось макродефектів типу пор або тріщин. Металографічна структура матеріалу отриманих зварних швів представлена на рисунку 4.1.

Зміни структури матеріалу зварного шва зварного з'єднання «Ti-TiB»-«T110» (надалі за текстом Ti-TiB - T110), представлені на рисунку 4.1, показують, що за умови зменшення швидкості електронного променя, боридні включення формують комірчасту структуру із тенденцією до збільшення розміру комірок і товщини їх меж, сформованих із фазових скупчень.

Зростання розмірів комірок спостерігається і за умови збільшення вихідної температури зварювальних матеріалів з 20°C до 600°C (див. рис. 4.2).

Зміни, пов'язані з формуванням комірчастої структури фази, що вміщує бор, і з її укрупненням за умов зростання вихідної температури зварювальних матеріалів від 20°C до 600°C (див. рис. 4.2, а і б), свідчать про можливість присутності в структурі термодинамічно нестабільної фази, що вміщує бор.



**а****б****в**

**Рисунок 4.1** – Структура матеріалу зварного шва зварного з'єднання Ti-TiB T110, отриманого електронно-променевим зварюванням:

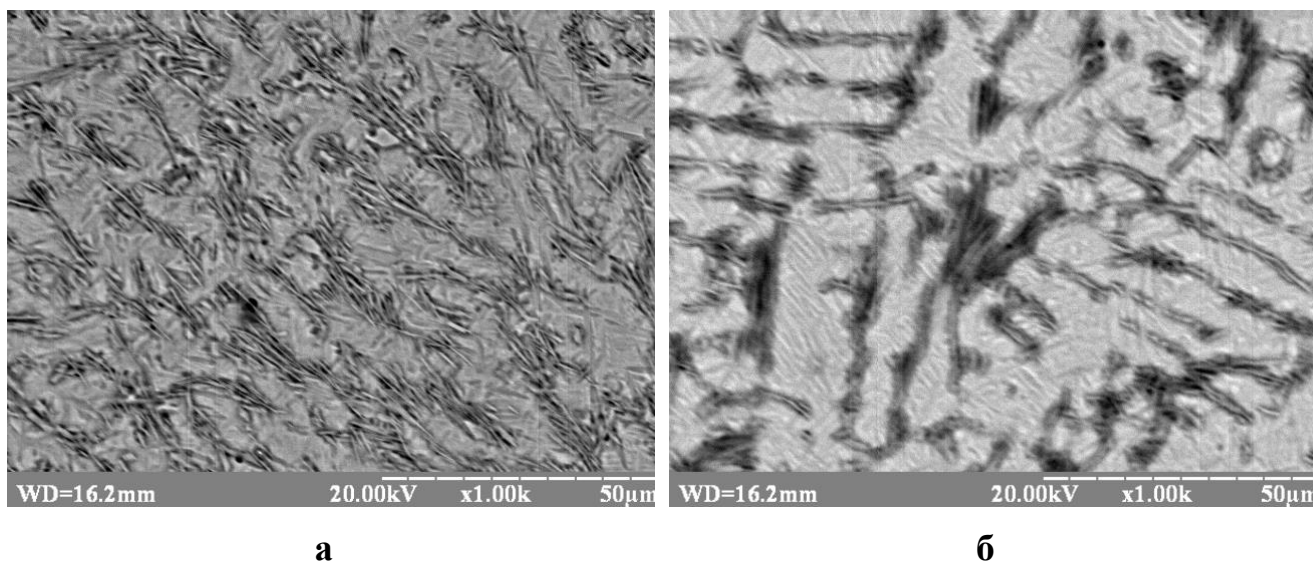
а -  $v_{\text{ел}} = 7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ;

б -  $v_{\text{ел}} = 10 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ;

в -  $v_{\text{ел}} = 13 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ .

У зварених зразках в зоні кристалізації розплаву зварного шва, яка контактує зі сплавом Ti-TiB, що зберіг твердий стан (зона термічного впливу), спостерігаються включення темного кольору, що містять бор (див. рис. 4.3, а). Ці включення мають розміри від субмікронних квазісферичних, сегрегованих в граничні скупчення, до мікронних, близьких за формою до початкових армуючих волокон TiB.

Проведення відпалу за температури  $750^{\circ}\text{C}$  тривалістю 1 година (див. рис. 4.3, б) і за температури  $850^{\circ}\text{C}$  тривалістю 1 година (див. рис. 4.3, в) призводить до розчинення вищевказаних квазісферичних скупчень та збереження в цій зоні частини вихідних армуючих волокон TiB (див. рис. 4.3).



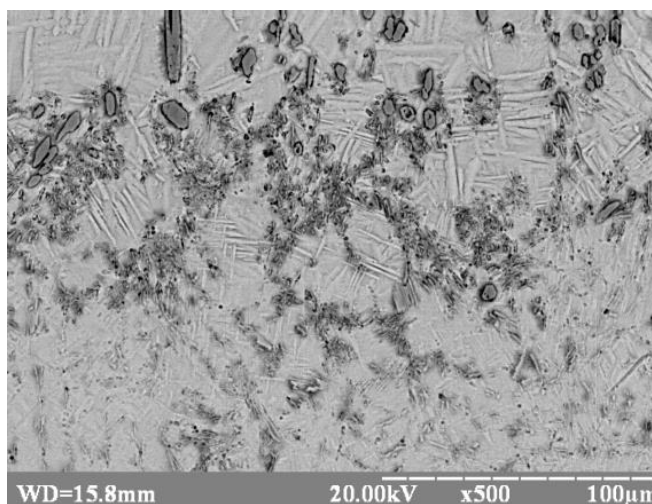
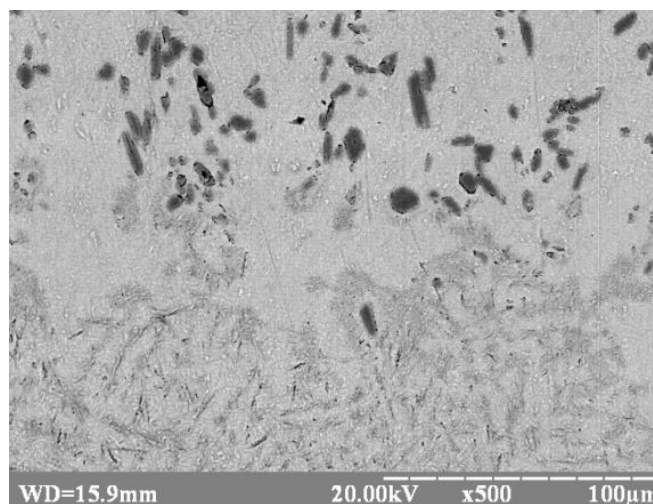
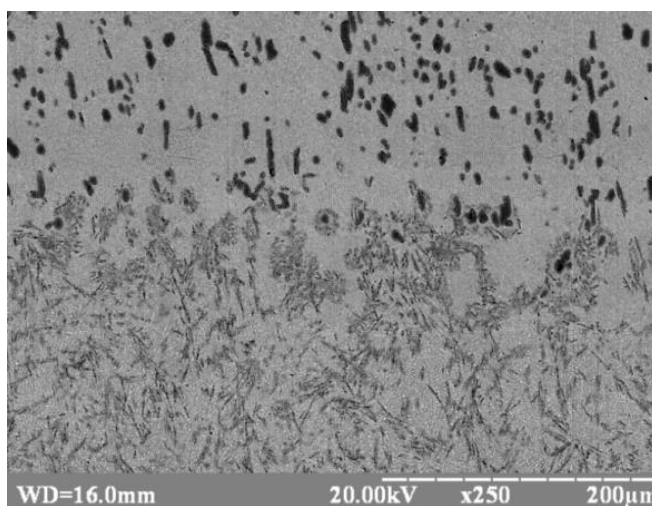
**Рисунок 4.2** – Структура матеріалу зварного шва зварного з'єднання Ti-TiB - T110, отриманого електронно-променевим зварюванням за різних температур матеріалів перед зварюванням:

а -  $v_{\text{ел}}=13 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $T_0=400^\circ\text{C}$ ;

б -  $v_{\text{ел}}=10 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ,  $T_0=600^\circ\text{C}$ .

У такій граничній зоні також формуються субмікронні армуючі волокна TiB (див. рис. 4.4), які більш рівномірно розподілені після відпалу за температури  $750^\circ\text{C}$  (див. рис. 4.5) і формують мережу скупчень після відпалу за температури  $850^\circ\text{C}$ , характерну для всього матеріалу зварного шва (див. рис. 4.6). Така мережа складає межу комірок в структурі, наведеній на рисунку 4.1.

Розчинення скупчень, що вміщують бор, в граничному діапазоні «Ti-TiB»-«зварний шов» за подальшого, порівняно короткочасного, відпалу підтверджує термодинамічну нестабільність цих утворень. В роботі [90] було відзначено експериментальне спостереження метастабільного  $\text{Ti}_2\text{B}$ , утворення якого можливо з рідкої фази Ti-B за температури  $\sim 2200^\circ\text{C}$ . Розпад такої фази відбувається в умовах термодинамічної стабілізації за температури  $\sim 1800^\circ\text{C}$ .

**а****б****в**

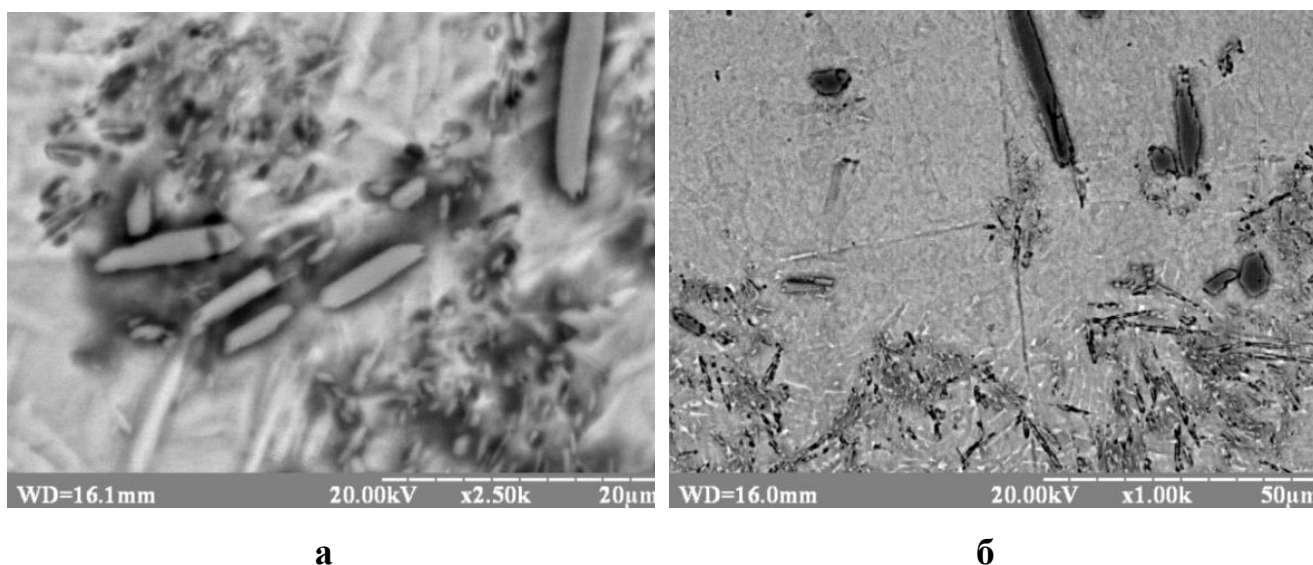
**Рисунок 4.3** – Мікроструктури матеріалу в області зварного з'єднання Ti-TiB - T110 в зоні Ti-TiB - зварний шов без попереднього нагрівання ( $T_0=20^{\circ}\text{C}$ ):

а -  $v_{\text{ел}}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ;

б -  $v_{\text{ел}}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ , відпал за температури  $750^{\circ}\text{C}$ , 1 год.;

в -  $v_{\text{ел}}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ , відпал за температури  $850^{\circ}\text{C}$ , 1 год.

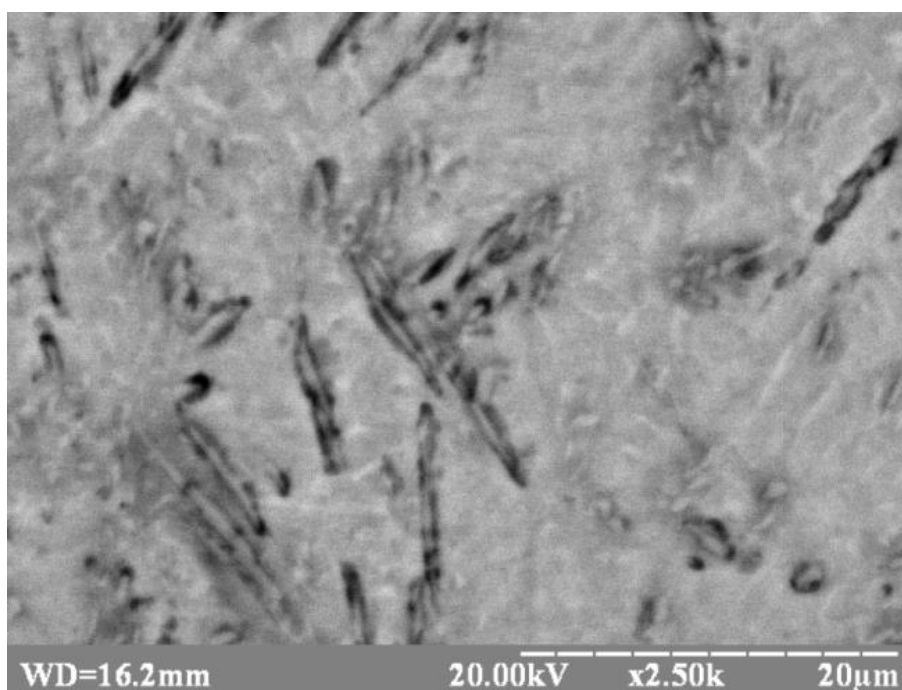
З огляду на це припускаємо, що в умовах реалізованого електронно-променевого зварювання підвищене відведення тепла на межі «Ti-TiB»-«розплав зварного шва» призводить до швидкої кристалізації і формування в цій зоні метастабільною фази  $\text{Ti}_2\text{B}$ , яка розпадається за умови відпалу  $750\text{-}850^{\circ}\text{C}$  (1 година).



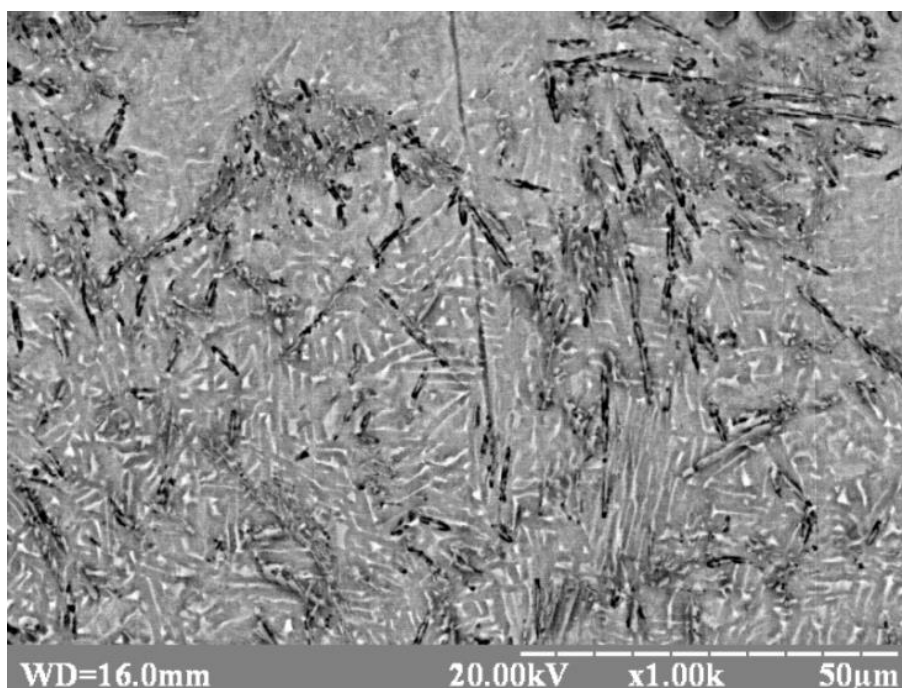
**Рисунок 4.4** – Включення, що вміщують бор, в області зварного з'єднання Ti-TiB - T110 в зоні «Ti-TiB» - «зварний щов»:

а - після електронно-променевого зварювання ( $v_{\text{ел}}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ );

б - після електронно-променевого зварювання ( $v_{\text{ел}}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ) і подальшого відпалу  $850^\circ\text{C}$  ( $v_{\text{ел}}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ ).



**Рисунок 4.5** – Субмікронні армуючі волокна TiB в області зварного з'єднання Ti-TiB - T110 в зоні «Ti-TiB»-«зварний щов» після відпалу за температури  $750^\circ\text{C}$ .



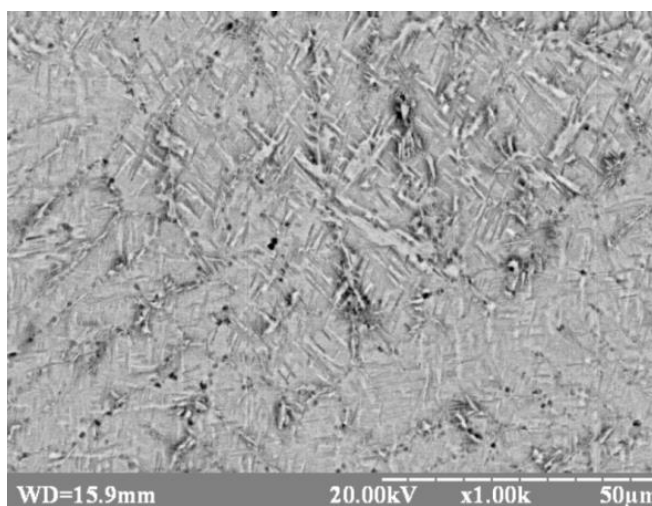
**Рисунок 4.6** – Мережа скупчень армуючих волокон TiB в зоні «Ti-TiB»-«зварний шов» (T110) після відпалу за температури 850°C.

У міру віддалення від зони «Ti-TiB»-«зварний шов» у бік T110 вплив проведених відпалів на структуру матеріалу зварного шва перестає бути помітним. При цьому комірки мережі субмікронних скупчень боридних волокон поступово збільшуються в розмірі (див. рис. 4.7) і не спостерігаються в зоні збереження сплаву T110 в твердому стані. Такий характер змін є зрозумілим, оскільки у міру зближення до зони контакту «зварний шов»-«T110» загальна кількість армуючої фази TiB зменшується (див. рис. 4.8)

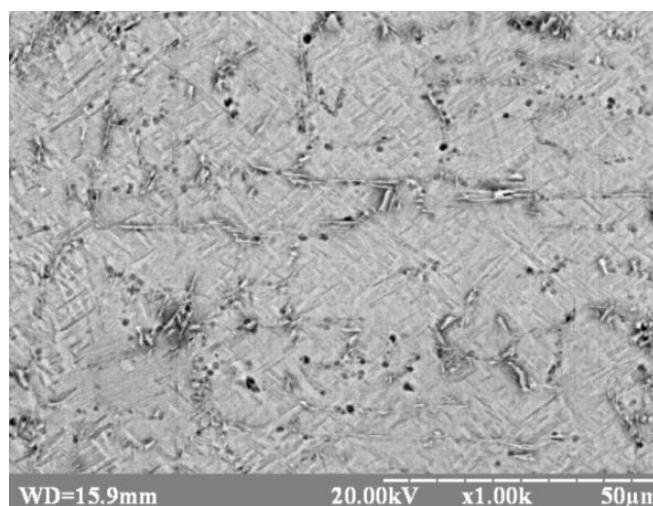
У матеріалі зварного шва субмікронні волокна боридов не мають переважних напрямків в звареному експериментальному зразку, але локально орієнтовані переважно уздовж кордону мережі їх скупчень.

Проведений мікрорентгеноспектральний аналіз армуючих волокон у зоні зварного шва не привів до виявлення в них легуючих елементів, характерних для сплаву T110, за винятком Al до 0,18 ат.% та Fe до 0,1 ат.%.

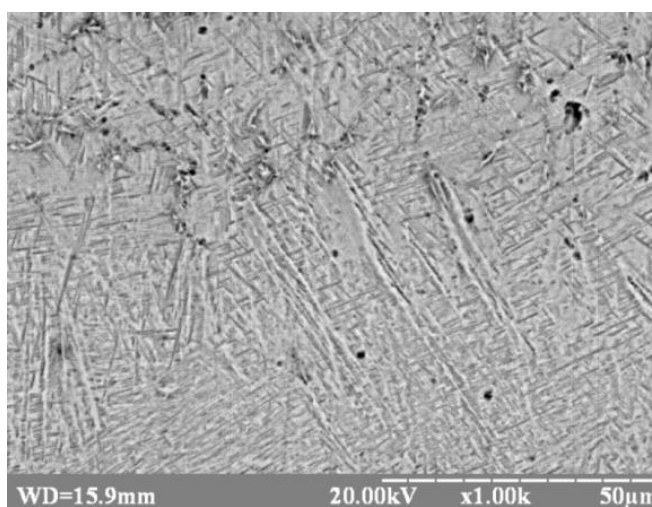




а

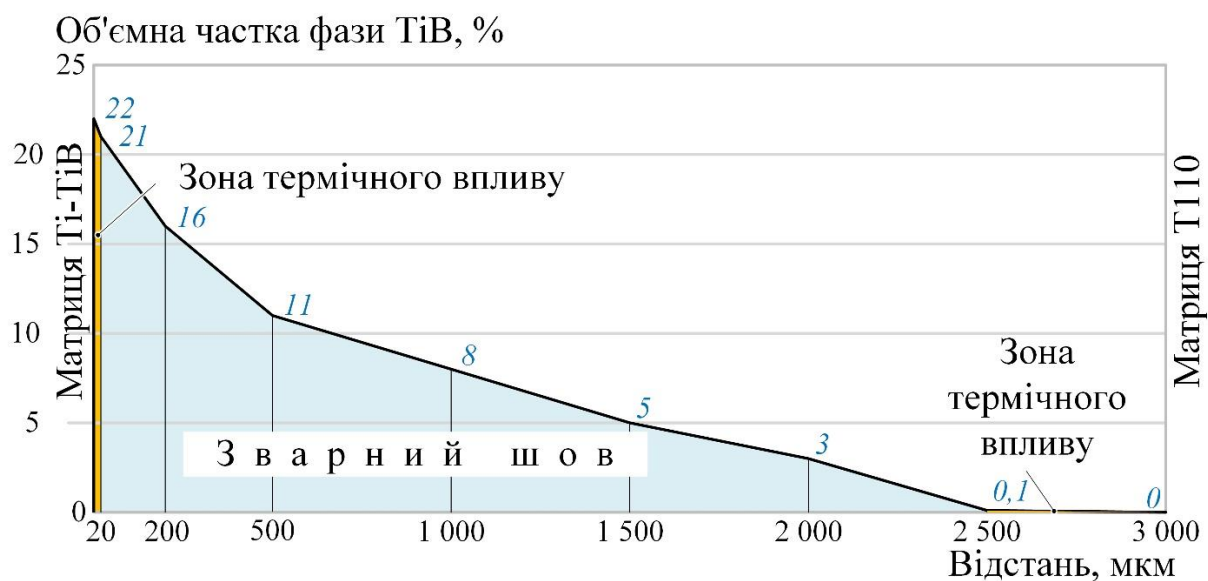


б



в

**Рисунок 4.7** – Структура комірок мережі субмікронних скупчень боридних волокон в міру віддалення від зони «Ti-TiB»-«зварний шов»:  
а - зона зварного шва, що знаходиться з боку «Ti-TiB»-«зварний шов»;  
б - зона зварного шва, що знаходиться в середній області; в - зона зварного шва, що знаходиться на кордоні «Ti-TiB»-«зварний шов» (сплав T110 в нижній частині).



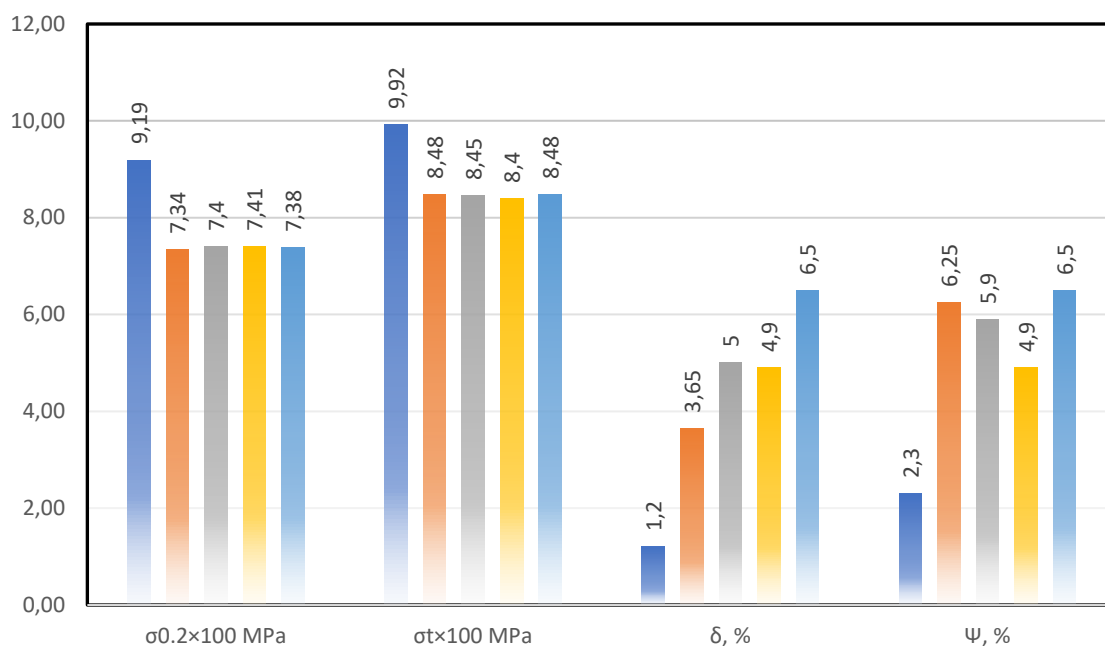
**Рисунок 4.8** – Розподіл об'ємної частки фази TiB вздовж перетину зварного шва у з'єднанні Ti-TiB – Ti110.

Аналіз результатів дослідження особливості структури зварного шва з'єднання сплаву Ti–TiB із ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу T110, яке було отримане електронно-променевим зварюванням за режимів:  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА,  $v_{\text{ел}}=7, 10$ , і  $13$  мм·с<sup>-1</sup>, розгортка променю - еліпсоподібна, поперечна (3×4 мм) призводить до формування комірчастої структури, розмір комірок якої і ширина стінок комірок зменшується зі зростанням  $v_{\text{ел}}$ . Підвищення початкової температури  $T_0$  із 20°C до 600°C призводить до збільшення розмірів комірок і зменшення ширини їх стінок. Як було показано у підрозділі 3.3, формування такої комірчастої структури у процесі кристалізації з розплаву свідчить про високу швидкість переходу з рідкого до твердого стану і наявність температурного градієнту. В таких умовах на межі «Ti–TiB»-«зварний шов» формується метастабільна фаза, близька до TiB<sub>2</sub>, яка розпадається в умовах відпалу за температури, більшої 750°C. Структуру стінок комірок у матеріалі зварного шва Ti–TiB - T110 формують вторинні боридні волокна.

У зоні межі «зварний шов»-«T110» відпали на режимах 750°C (1 година) та 850°C (1 година) не чинять істотного впливу на структуру матеріалу зварного шва. При цьому розмір комірок субмікронних скупчень боридних волокон збільшується в розмірі в міру наближення до межі «зварний шов»-«T110». Боридні мікроволокна не спостерігаються в зоні збереження сплаву T110 в твердому стані.

#### **4.2. Вплив структури матеріалу зварного з'єднання Ti – TiB з ( $\alpha + \beta$ ) титановим сплавом типу T110 на його механічні властивості.**

Результати дослідження механічних властивостей зварних з'єднань сплавів Ti–TiB і T110 в залежності від режиму виконання зварювання представлені на рисунку 4.9 [102]. Підчас випробувань на розтяг за температури 20°C руйнування експериментальних зварних зразків (рисунок 2.7) зі сплавів Ti–TiB і T110 з подовжньою орієнтацією волокон TiB відбувалося тільки по ділянці сплаву T110 поза зоною зварного шва, це свідчить про те, що міцність зварного з'єднання не нижче міцності основного матеріалу (зокрема сплаву T110).



**Рисунок 4.9** – Механічні властивості матеріалу зварних з'єднань Ti-TiB - T110, отриманих на різних режимах електронно-променевого зварювання:

- -  $v_e=7$  мм·с<sup>-1</sup>,  $T_0=20^\circ\text{C}$ ;
- -  $v_e=10$  мм·с<sup>-1</sup>,  $T_0=20^\circ\text{C}$ ;
- -  $v_e=13$  мм·с<sup>-1</sup>,  $T_0=400^\circ\text{C}$ ;
- -  $v_e=13$  мм·с<sup>-1</sup>,  $T_0=20^\circ\text{C}$ ;
- -  $v_e=13$  мм·с<sup>-1</sup>,  $T_0=600^\circ\text{C}$ .

Максимальний рівень міцності за мінімальної пластичності зварного з'єднання зафіксований за  $v_e=7$  мм·с<sup>-1</sup>,  $T_0=20^\circ\text{C}$ . Найвищий рівень пластичності спостерігався за максимальної швидкості переміщення електронного променя під час зварювання матеріалів, початково нагрітих до  $600^\circ\text{C}$ . Підігрів вихідних матеріалів до  $T_0=400^\circ\text{C}$  за швидкості переміщення електронного променя  $v_e=7$  мм·с<sup>-1</sup> також призводить до збільшення пластичності (див. рис. 4.9).

Для розрахунку міцності сплаву T110, за яким відбувалося руйнування зразків зварного з'єднання, була використана формула, запропонована в роботі [82]:

$$\sigma_b = 235 + 60 \cdot \iota + 50 \cdot \kappa, \quad (4.1)$$

де

$$\iota = \% \text{Al} + 0,5\% \text{Sn} + 0,33\% \text{Zr} + 3,8\%,$$

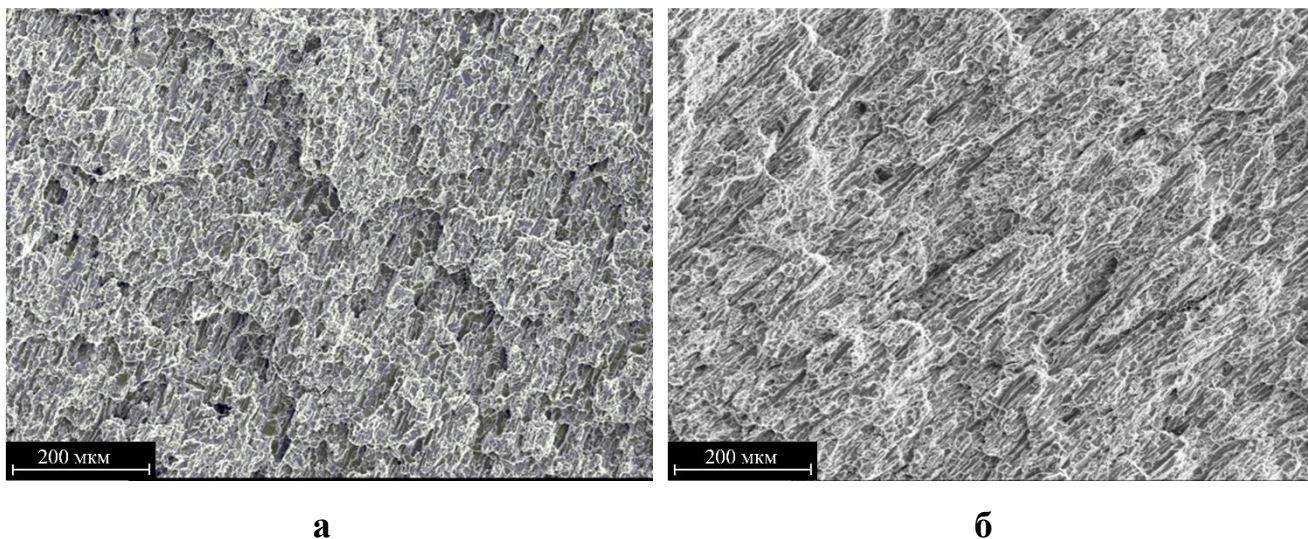


$$\kappa = \%Mo + 0,56\%V + 1,25\%Cr + 1,43\%Fe + 0,3\%Nb.$$

Розрахунковий  $\sigma_b$  для сплаву Т110 складає 1051 МПа. В роботі [52] було зазначено, що механічні властивості металу Т110 в початковому стані трохи нижчі:  $\sigma_{0,2}=896\pm12$ МПа;  $\sigma_b=958\pm14$ ;  $\delta=8,4\pm0,5\%$ .

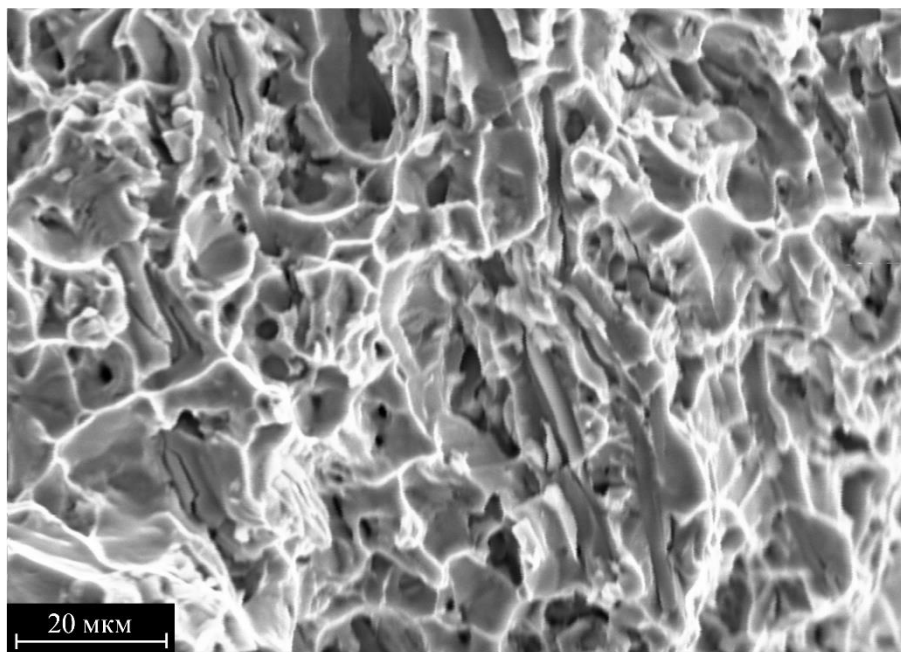
Оскільки у разі механічних випробувань зварних з'єднань сплавів Ti-TiB і Т110 з подовжньою орієнтацією волокон TiB руйнування відбувалося по ділянках сплаву Т110, то, з одного боку, це свідчить про досягнення більш високих механічних характеристик матеріалу сформованого зварного шва, але з іншого – показує необхідність проводити термічне оброблення отриманого з'єднання, для забезпечення поліпшення механічних властивостей зварюваних матеріалів.

Дослідження руйнування поверхні даної серії зварних різнорідних з'єднань показали, що руйнування носить змішаний характер (див. рис. 4.10). На поверхні зламу видно елементи в'язкого руйнування - світлі хвилясті гребні, а крихкі ділянки відповідають ділянкам фасеток відколу.



**Рисунок 4.10** – Загальний вигляд поверхні руйнування різнорідних зварних з'єднань серії експериментальних зразків Ti-TiB - Т110 за температури 20°C,  $\times 100$ :  
а - пластичність 1,2%;  
б - пластичність 4,9%.

На рисунку 4.11 представлений загальний вигляд поверхні ділянки пластичного руйнування зварних з'єднань серії зразків з'єднань Ti-TiB - T110, у яких при руйнуванні по сплаву T110 за всіх параметрів зварювання спостерігається певний рівень пластичності. Поверхня руйнування в даному випадку розвинена. На поверхні зламу видно елементи в'язкого руйнування - світлі хвилясті гребні, що вказують на характер руху магістральної тріщини (див. рис. 4.10, а).

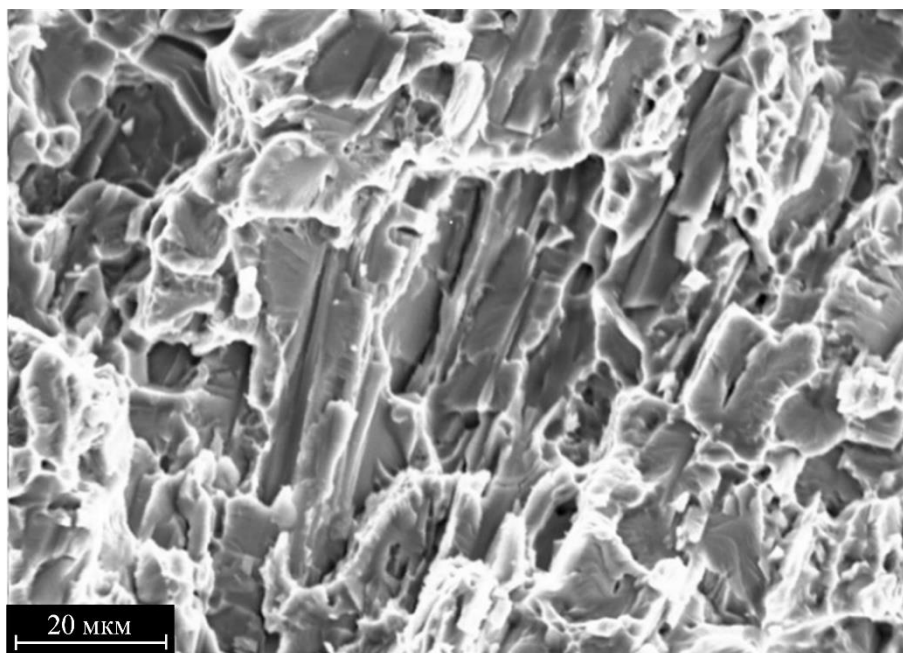


**Рисунок 4.11** – Фрагмент в'язкого руйнування поверхні руйнування зварного з'єднання серії експериментальних зразків Ti-TiB - T110 за температури 600°C,  $\times 1000$ .

Під час випробувань на розтягнення зварних з'єднань сплавів Ti-TiB і T110, отриманих за менших швидкостей електронного променя, спостерігався деякий рівень пластичності: за мінімальній швидкості переміщення електронного променя  $v_e = 7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$  вона становила 1,2%, а за швидкості переміщення електронного променя  $v_e = 13 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$  - становила 4,9%. Але збільшення пластичності призводило до падіння міцності (див. рис. 4.9).

Слід зазначити, що проведені фактографічні дослідження показали, що поверхня руйнування зварних з'єднань серії експериментальних зразків Ti-TiB - T110 має змішаний характер з переважаючим механізмом крихкого руйнування (див. рис. 4.12). За збільшенні швидкості переміщення електронного променя і

початкової температури з'єднання сплавів Ti-TiB - T110 збільшується частка в'язкої складової на поверхні зламу.



**Рисунок 4.12** – Фрагмент поверхні руйнування з в'язкою складової зварного з'єднання Ti-TiB - T110  $\times 1000$

Проведений аналіз показує, що сплав T110 у початковому стані не має достатньої пластичності. Відомо [53], що для підвищення пластичності титанових сплавів необхідно провести перетворення пластинчастої  $\alpha$ -фази в глобулярну з одночасною рекристалізацією  $\beta$ -зерен, що призводить до формування рівноважної ( $\alpha+\beta$ )-структури. За умови зміцнення сплаву T110 з вихідного стану це досягається ступінчастим термомеханічним обробленням із рівнем підсумкової деформації близько 80%. Таке термомеханічне оброблення стабілізує межу міцності на рівні 1100-1200 МПа за відносного подовження  $\delta=12-16\%$ . Після виготовлення зварної конструкції таке термомеханічне оброблення виконати неможливо, тому для зварної конструкції зі сплаву T110 доцільно використовувати матеріал попередньо зміцнений термічним та механічним обробленням.

Матеріали досліджень, що представлені у попередніх розділах, мали вихідну орієнтацію волокон TiB у титані переважно спрямовану в напрямку, перпендикулярному до зварюваної поверхні. У наведених нижче результатах (табл.

4.1) переважною орієнтацією армуючих волокон TiB в сплаві Ti-TiB був напрямок, паралельний зварюваним поверхням (поперечна орієнтація).

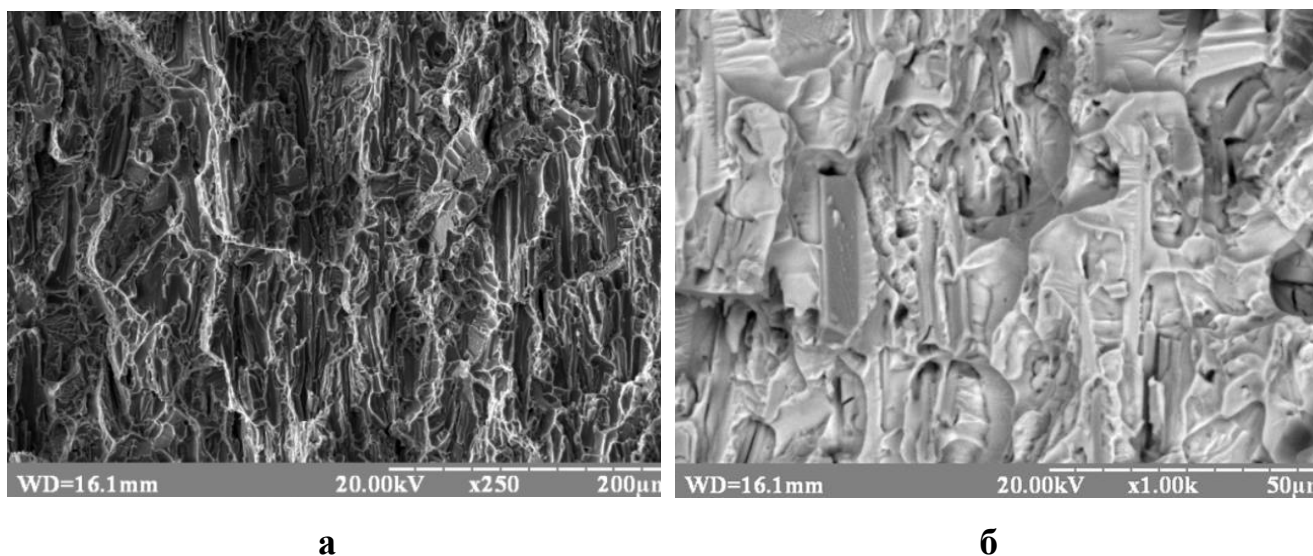
**Таблиця 4.1** – Механічні характеристики зварних з'єднань сплаву Ti-TiB з титановим сплавом T110, отриманих електронно-променевим зварюванням.

$\nu_{\text{ел}}, \text{мм} \cdot \text{с}^{-1}$	Вид зварного з'єднання	Термічне оброблення	Механічні характеристики				Структура матеріалу в області зварного шва	Коментар
			$\sigma_{0.2}, \text{МПа}$	$\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$\Psi, \%$		
7	Ti-TiB – T110	Без відпалу	918,9	991,5	1,2	2,3	Армуючі волокна уздовж	Руйнування по сплаву T110
7		Без відпалу	-	931,3	-	-	Армуючі волокна поперек	Руйнування по сплаву (Ti-TiB)
7		Відпал 750°C 1 год.	928,7	970,5	2,0	5,9	Армуючі волокна поперек	Руйнування по сплаву (Ti-TiB)
7		Відпал 850°C 1 год.	-	975,7	-	-	Армуючі волокна поперек	Руйнування по сплаву (Ti-TiB)

У зварному з'єднанні за поперечної орієнтації армуючих волокон TiB критичним, з точки зору руйнування, є сплав Ti-TiB. У всіх випадках такої переважної орієнтації руйнування відбувалося на ділянці цього сплаву, причому характер руйнування був крихким.

Разом з тим проведення термічного відпалу за температури 750°C (1 година) дозволило досягти певної пластичності цього критичного елемента зварної конструкції. Про початок перебігу процесів пластичної деформації перед

руйнуванням зразків без відпалу свідчать і результати фрактометричного аналізу поверхонь руйнування (див. рис. 4.13).



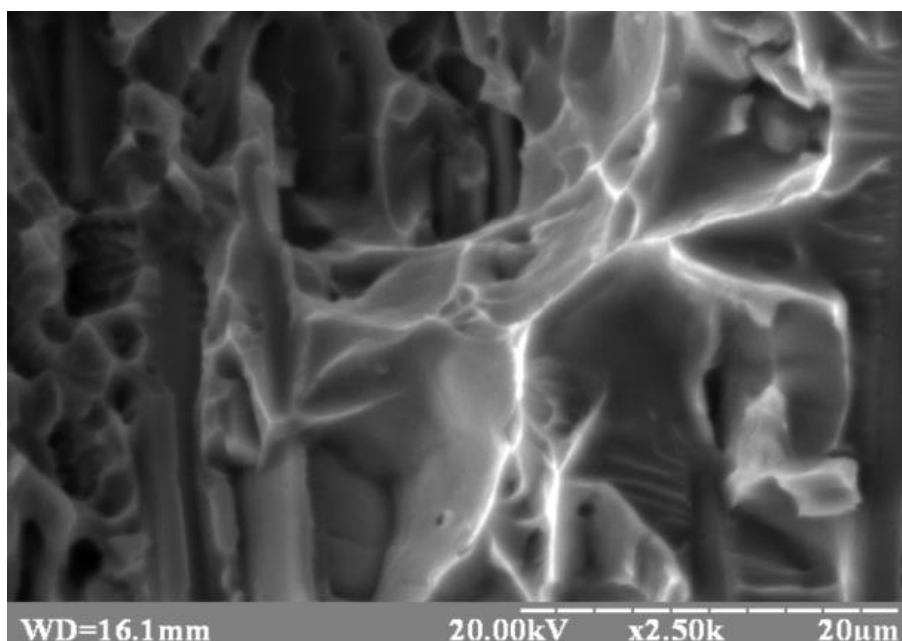
**Рисунок 4.13** – Структура поверхні руйнування експериментальних зразків за поперечної орієнтації армуючих волокон TiB без відпалу:

а - поверхня розвитку в'язко-крихкого руйнування;

б - поверхня руйнування з виходом волокна TiB.

Особливості структури поверхні руйнування зразків без відпалу з поздовжньою орієнтацією волокон, ( $\sigma_b=930,3$  МПа), дозволяє стверджувати, що крихке руйнування (див. рис. 4.13, а) було ініційовано розвитком тріщини на межі «волокно TiB»-«титанова матриця». Про це свідчать виявлені волокна TiB, присутні на поверхнях руйнування (див. рис. 4.13, б). Збільшення питомої площі перетину адгезійного контакту волокон TiB із титановою матрицею у загальній площі перетину деформованого зразка за їх поперечної орієнтації призводить до збільшення ймовірності розвитку зародків крихкої тріщини саме в цих областях.

На поверхні руйнування зразків з поперечною орієнтацією армуючих волокон TiB (відпал 750°C, 1 година) спостерігаються і певні сліди пластичної деформації (див. рис. 4.14), відсутні в зразках без відпалу і з відпалом 850°C.



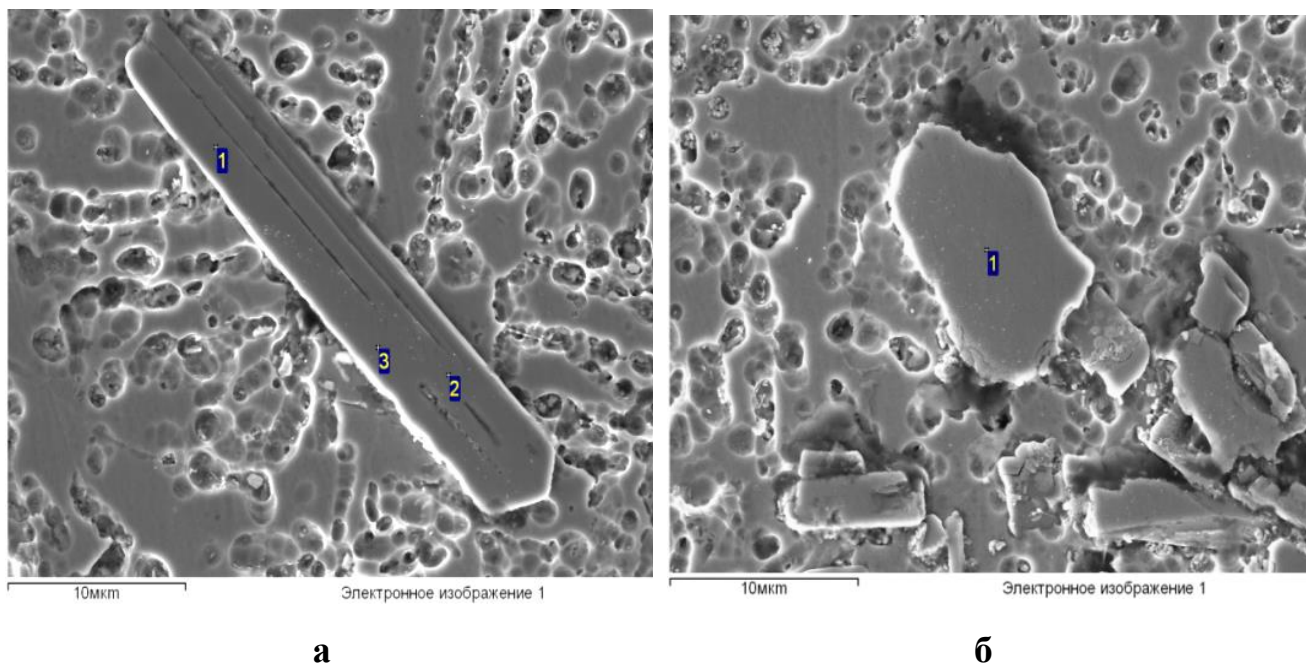
**Рисунок 4.14** – Комірчасті сліди пластичної деформації на поверхні руйнування експериментального зразка (область сплаву Ti-TiB) за поперечної орієнтації армуючих волокон TiB (відпал 750°C, 1 година).

Для зварних з'єднань Ti-TiB - T110 для зони термічного впливу є типовою наявність залишків нерозчинених первинних мікрОВОЛОКОН TiB, які, на відміну від вторинних мікрОВОЛОКОН, характеризуються залишковою пересиченістю бором (див. рис. 4.15, а). Після деформації (при розтягуванні на розрив) зварного з'єднання в зоні термічного впливу і основному матеріалі Ti-TiB спостерігається дроблення таких боридів без виривання їх із матриці (див. рис. 4.15, б), що з одного боку підтверджує високу адгезійну міцність межі між титанової матрицею і частинками TiB. З іншого боку така боридна фаза, яка не має пластичності під час руйнування за механізмом крихкого відколу, може бути ініціатором розвитку і відкриття крихкої тріщини, здатної до поширення у титановій матриці по всьому матеріалу Ti-TiB.

Проведені фактографічні дослідження показують, що поверхня руйнування зварних з'єднань серії експериментальних зразків Ti-TiB - T110 (поздовжня орієнтація волокон) має змішаний характер з переважаючим механізмом крихкого руйнування. За умови збільшення швидкості електронного променя  $v_{ел}$  і



температури з'єднання сплавів Ti-TiB - T110 збільшується частка в'язкої складової на поверхні зламу.



**Рисунок 4.15** – Частинки TiB в деформованій титановій матриці сплаву Ti-TiB зварного з'єднання Ti-TiB - T110:

а - боридна пластинка, яка зберегла цілісність за деформації ( $TiB_n$ ):

$$n=1,47 \text{ (1)}; n=1,01 \text{ (2)}; n=1,16 \text{ (3)};$$

б - фрагментована боридна пластинка:  $n=1,06 \text{ (1)}$ .

Отримані результати дозволяють сформулювати гіпотезу, що в умовах досягнення критичного рівня напружень в металі титанового сплаву Ti-TiB з попеченою орієнтацією волокон великі стрижневі бори́ди в основному матеріалі та в зоні термічного впливу розтріскуються, як у зоні адгезійного зв'язку з титановою матрицею, так в об'ємі, що призводять до крихкого руйнування. Як правило, більш короткі бори́ди (менше 5 мкм), характерні для матеріалу зварного шва, не призводять до сильної локалізації напружень і тому не роблять істотного впливу на в'язкість руйнування матриці, яка деформується пластично.

Зварні з'єднання експериментальних зразків сплавів «Ti-TiB»-«сплав типу T110», отримані електронно-променевим зварюванням за всіх значень швидкості електронного променя  $v_{ел}$  в інтервалі від 7 мм·с<sup>-1</sup> до 13 мм·с<sup>-1</sup> і вихідних

температурах  $T_0$  від 20°C до 600°C, за досягнення критичного рівня розтягуючих напружень, руйнуються по області, яка знаходиться поза зоною зварного шва із формуванням поверхонь руйнування з ознаками переважно крихкого руйнування.

За переважної поперечної орієнтації армуючих волокон TiB в сплавi Ti-TiB рівень механічних характеристик одержуваного з'єднання «Ti-TiB»-«сплав типу T110» зменшується. Критичним в такому зварному з'єднанні, з точки зору руйнування, є сплав Ti-TiB, що має переважно крихкий характер руйнування. Проведення термічного відпалу зварного з'єднання при 750°C (1 год) дозволяє досягати певної пластичності цього сплаву.

#### **Висновки по розділу 4.**

Отримані результати досліджень надають підстави вважати, що виконання електронно-променевого зварювання у режимі із параметрами:  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА,  $v_{\text{ел}}=7$  мм·с<sup>-1</sup>, розгортка променя - еліпсоподібна поперечна (3×4 мм), забезпечує формування суцільного і однорідного зварного шва з'єднання «Ti-TiB»-«сплав типу T110».

Зварні з'єднання експериментальних пластин «Ti-TiB»-«сплав типу T110», отримані електронно-променевим зварюванням за всіх значень  $v_{\text{ел}}$  в інтервалі від 7 мм·с<sup>-1</sup> до 13 мм·с<sup>-1</sup> та вихідних температур від 20°C до 400°C, під час досягнення критичного рівня механічних напружень розтягнення руйнуються по області, яка знаходиться поза зоною зварного шва із формуванням поверхонь руйнування із ознаками переважно крихкого руйнування.

За переважно поперечної орієнтації армуючих волокон TiB в сплавi Ti-TiB рівень механічних характеристик з'єднання «Ti-TiB»-«сплав типу T110», одержуваного електронно-променевим зварюванням, зменшується у порівнянні із поздовжньою орієнтацією армуючих волокон TiB. Критичним в такому зварному з'єднанні, з точки зору руйнування, є титановий сплав Ti-TiB, який має крихкий характер руйнування. Проведення термічного відпалу зварного з'єднання за температури 750°C (1 год.) дозволяє досягати певної пластичності цього сплаву.



Для формування зварного шва у з'єднанні сплаву Ti-TiB із титановими сплавами доцільно зберігати структуру металевої матриці на основі титану із армуючими волокнами TiB. При цьому регулюванням напрямку температурного градієнту під час охолодження зварного шва необхідно досягати неупорядкованої орієнтації волокон TiB або їхнього упорядкування з переважною орієнтацією впоперек зварного шва.

## РОЗДІЛ 5

### ОСОБЛИВОСТІ ПРОЦЕСІВ ЗВАРЮВАННЯ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ Ti-TiB ЗІ СТАЛЛЮ 12X18H10T

Зварювання титанового сплаву Ti-TiB зі сталями є науковою задачею, що вміщують проблемні аспекти не тільки технології зварювання, а і матеріалознавства. Особливості мікрОВОЛОКОННОЇ структури сплаву Ti-TiB, які забезпечують підвищення його механічних властивостей при розплавленні у контакті зі залізними сплавами може призводити до утворення крихких фаз або сегрегаційних скупчень на межах зерен, що унеможливить утворення якісного зварного з'єднання. Вирішення таких задач потребує експериментального досвіду і опрацювання.

#### 5.1. Зварювання товстих пластин сплаву Ti-TiB з ніобієм.

Задача створення зварних конструкцій із з'єднаннями нових титанових сплавів із нержавіючої сталлю привертає перспективами використання таких з'єднань в машинобудуванні. Вирішення цієї технологічної задачі дозволить забезпечити не лише необхідні експлуатаційні характеристики зварних з'єднань, але й забезпечить економічну ефективність отримання відповідних конструкцій.

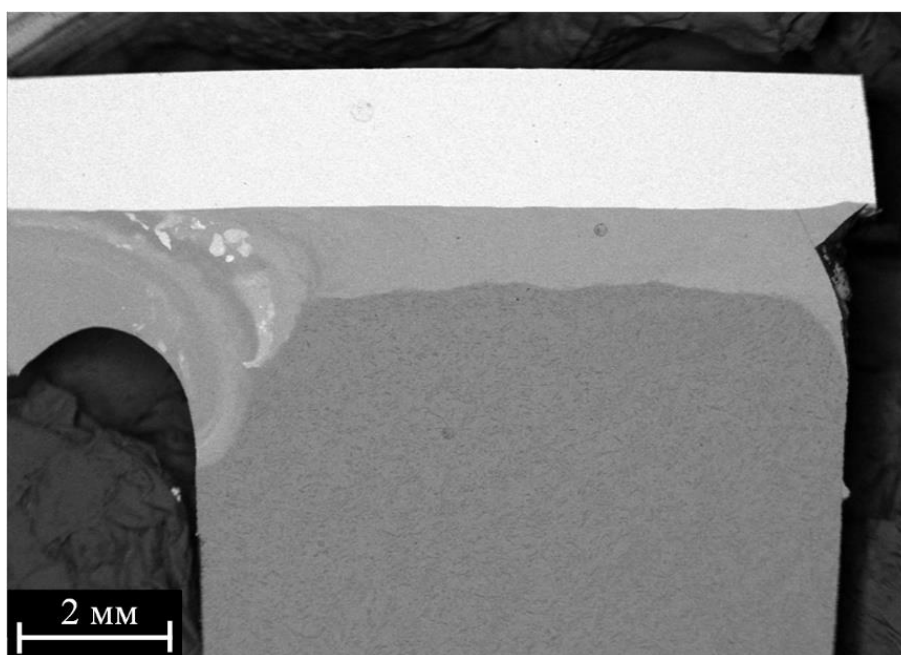
Надалі наведений ще один етап роботи, який продовжує дослідження стосовно встановлення основних закономірностей і шляхів оптимізації отримання зварних з'єднань сплавів Ti-TiB<sub>n</sub>, як із конструкційними, так і з іншими допоміжними матеріалами.

Проведення електронно-променевого зварювання сплаву Ti-TiB із ніобієм з параметрами режиму:  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА, зі швидкістю переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}=7$  мм·с<sup>-1</sup> та із розгорткою променя (пучка електронів) у коло діаметром 0,5 мм, який зміщується на 0,5 мм у бік титанового сплаву, дозволило виконати зварні з'єднання Ti-TiB – Nb, які не мають зовнішніх дефектів.

Аналіз поверхні перетину зварного з'єднання Ti-TiB - Nb на рисунку 5.1. дозволяє спостерігати сформовану зону змочування, яка ініціює формування зварного шва.

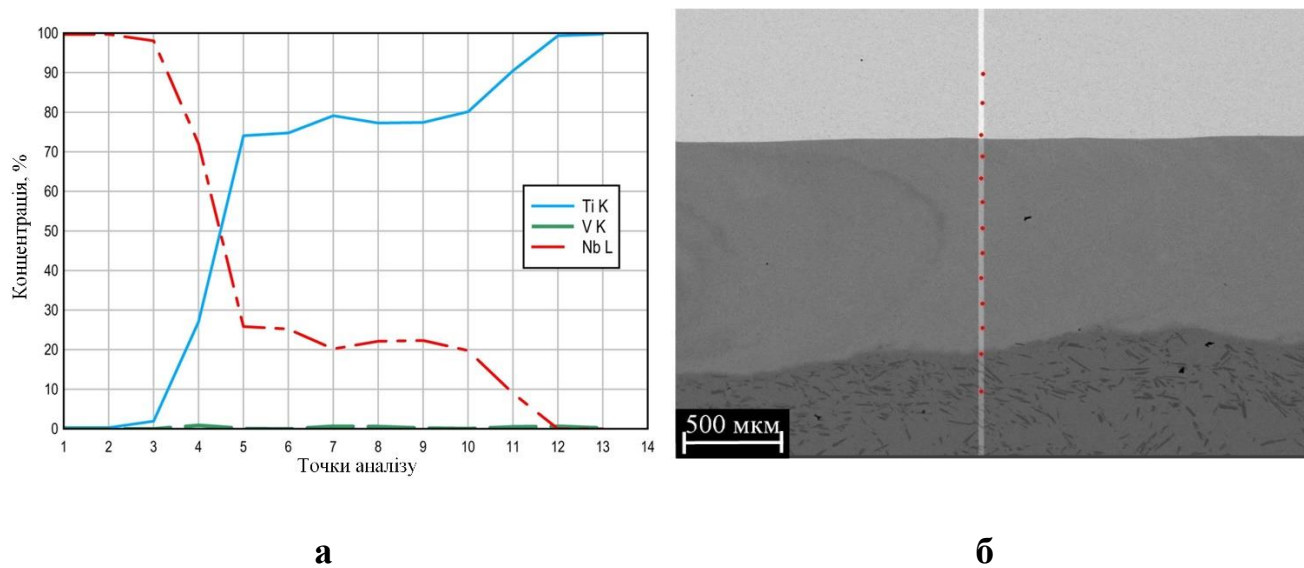
Зміну концентрації Ti та Nb в зварному з'єднанні представлено на рисунку 5.2, а. Вимірювання концентрації проводилося по точках, зазначених на рисунку 5.2, б. У цій концентраційній залежності поблизу межі шва з боку Nb спостерігається дифузійний характер розподілу Ti та Nb.

Сліди оплавлення з боку Ti чітко виражені, це пов'язано з тим, що температура плавлення титану ( $\sim 1670^{\circ}\text{C}$ ) набагато нижча за температуру плавлення ніобію ( $\sim 2468^{\circ}\text{C}$ ), а для забезпечення змочування ніобію необхідна температура, що перевищує  $1800^{\circ}\text{C}$  [60]. Результати вимірювань концентрації титану та ніобію вздовж лінії сканування (див. рис. 5.2) показали, що в зварному з'єднанні, виконаному електронно-променевим зварюванням за швидкості  $v_{\text{ел}}=7 \text{ мм}\cdot\text{с}^{-1}$  титан проникає в ніобій на глибину 0,1 мм, товщина зварного шва становить  $\sim 1,1 \text{ мм}$ .



**Рисунок 5.1** – Загальний вигляд перерізу зварного з'єднання Ti-TiB - Nb ( $\times 10$ ),  $v_{\text{эл}}=7 \text{ мм}\cdot\text{с}^{-1}$ .

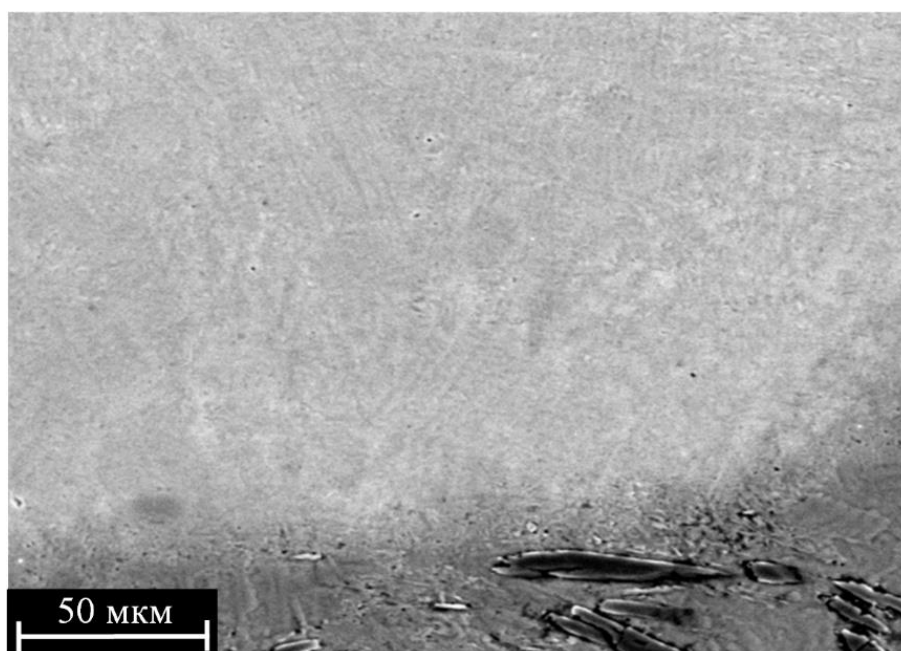
Мікроструктура матеріалу в області зварного шва представлена на рисунку 5.3. Аналіз цієї перехідної зони показує, що структура металу в області зварного шва однорідна і відповідає суміші  $\alpha$ -Ti та  $\beta$ -Ti, у якій розчинився Nb (див. рис. 5.3).



**Рисунок 5.2** – Розподіл елементів (Ti, Nb) по лінії сканування зварного шва з'єднання Ti-TiB - Nb - 12X18H10T,  $v_{эл}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ :

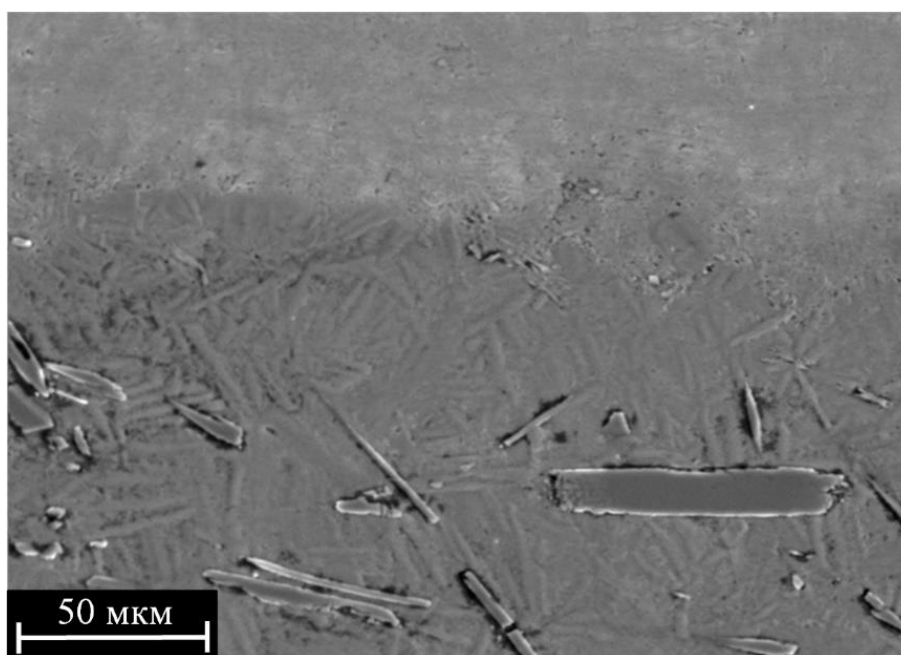
а - графік розподілу елементів в зварному з'єднанні (червоний - Nb; синій – Ti)

б - ділянка сканування розподілу елементів по точкам.



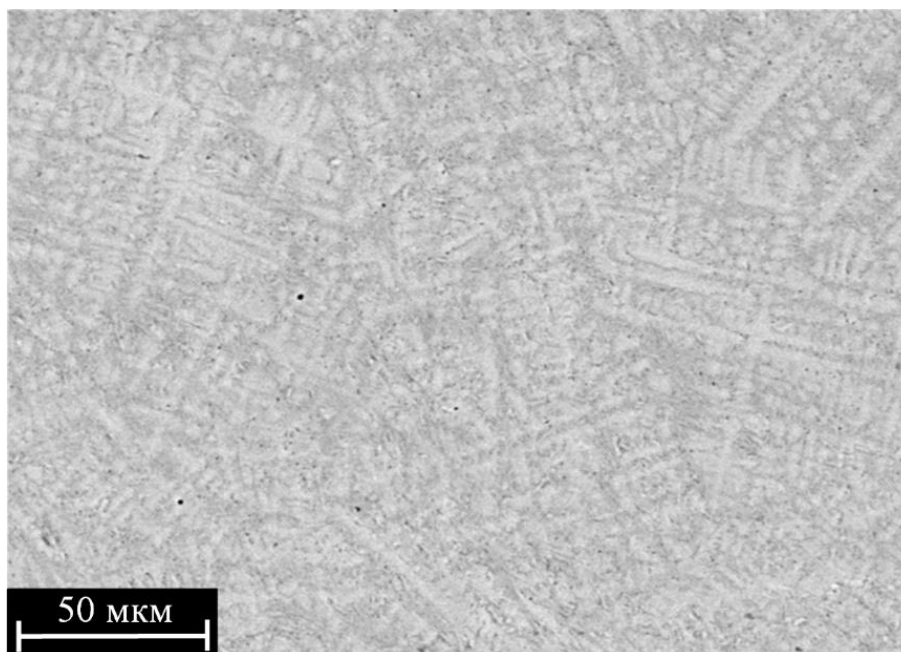
**Рисунок 5.3** – Мікроструктура матеріалу зварного шва Ti-TiB - Nb поблизу із сплавом Ti-TiB,  $v_{эл}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ .

Аналіз мікроструктури матеріалу зварного шва (див. рис. 5.3) дозволяє стверджувати, що перехідна зона «зварний шов»-«сплав Ti-TiB» не включає значущих фазових новоутворень, здатних негативно вплинути на механічні властивості зварного з'єднання. Про це свідчить і дифузійний характер взаємного розподілу титана та ніобію поблизу контакту «зварний шов»-«сплав Ti-TiB», який змінюється на ступінчастий в області утворення фазових прошарків. У зоні зварного шва не спостерігається утворення вторинних волокон TiB, але в області збереження армуючих мікрОВОЛОКОН TiB в зоні термічного впливу спостерігаються сліди протікання процесу розпаду вторинних мікрОВОЛОКОН TiB (див. рис. 5.4) у вигляді мікрОВОЛОКОН малого розміру, малих точкових включень TiB та областей більш світлого кольору.



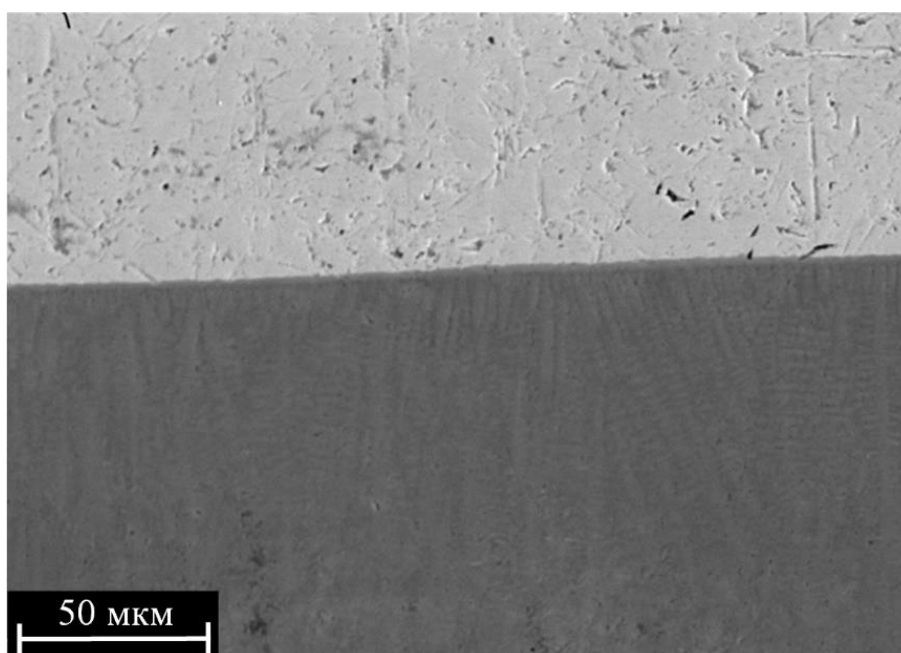
**Рисунок 5.4** – Мікроструктура зони контакту Ti-TiB зі зварним швом Ti-TiB - Nb,  $v_{\text{эл}}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ .

Структура ніобію поблизу зварного шва не зазнає істотних змін (див. рис. 5.5). У ній не виявляються сліди термічного впливу, а концентраційні профілі розподілу титану і ніобію в області поблизу контактної межі не мають особливостей, характерних для фазових новоутворень.



**Рисунок 5.5** – Мікроструктура зони контакту ніобію зі зварним швом Ti-TiB - Nb,  $v_{эл}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ .

Межа «зварний шов»-«Nb» є рівною, з лінійним характером (див. рис. 5.6), що відрізняє її від межі «зварний шов»-«Ti-TiB», сформованої під впливом електронного променя, зміщеного у бік титанового сплаву. Однорідність межі «зварний шов»-«Nb» дозволяє очікувати високий рівень адгезії на цій межі.

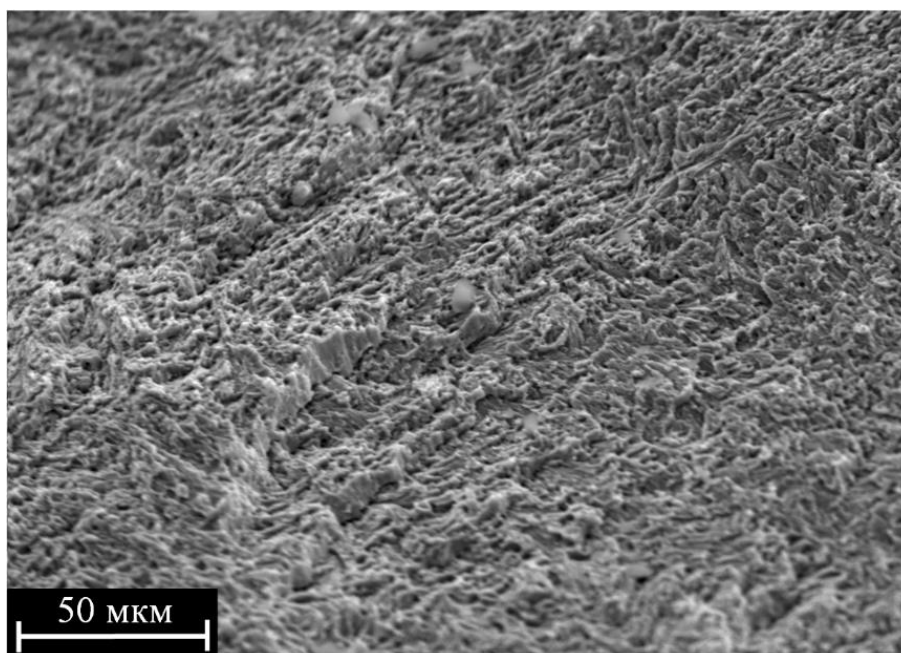


**Рисунок 5.6** – Мікроструктура зони контакту ніобію зі зварним швом Ti-TiB - Nb,  $v_{эл}=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ .

Таким чином, металографічний аналіз матеріалу зварного з'єднання показав, що наявність бору в сплаві Ti-TiB і розчинення в розплаві зварного шва мікрОВОЛОКОН TiB не призводить до утворення в зоні зварного шва інтерметалідних прошарків, здатних чинити негативний вплив на механічні властивості зварного з'єднання.

Для оцінки механічних властивостей зварного з'єднання виконували дослідження щодо його руйнування і аналізували характер зламу на різних ділянках зварного шва. У зоні зварного шва із 25% Nb характер руйнування в'язкий, на верхівках поверхні зламу спостерігається підвищення на 1,4-1,6% вмісту титану (див. рис. 5.7).

Аналіз отриманих результатів показав, що електронно-променеве зварювання із застосованими параметрами режимів виконання процесу зварювання забезпечує отримання зварного з'єднання Ti-TiB - Nb без дефектів і фазових утворень, які негативно впливають на міцність та пластичність. Отримані результати дають підстави вважати, що електронно-променеве зварювання титанового сплаву Ti-TiB і Nb може бути використане як у разі використанні пари цих матеріалів у якості конструкційних, так і у разі використанні Nb в якості допоміжного матеріалу для зварювання сплаву Ti-TiB з іншими матеріалами.



**Рисунок 5.7** – В'язкий характер руйнування в зоні зварного шва з 25% Nb.

## 5.2. Зварювання товстих пластин сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T.

Встановлення основних закономірностей і шляхів оптимізації режимів отримання зварних з'єднань сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T електронно-променевим зварюванням є необхідним кроком для технологічного забезпечення процесів зварювання титанових сплавів Ti-TiB зі сталями. Метою цього етапу дослідження було з'ясування шляхів досягнення необхідних механічних характеристик зварних конструкцій із елементів товщиною 10 мм, що одержуються електронно-променевим зварюванням.

Процеси електронно-променевого зварювання сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T реалізовували, як у безпосередньому контакті вищевказаних матеріалів, так і з використанням проміжних шарів у з'єднанні.

Досвід зварювання матеріалів на основі титану зі сталями був представлений в роботах авторів [21, 23, 36, 60, 61, 95]. Зокрема, автори дійшли висновку про неможливість зварювання плавленням титану зі сталями внаслідок виникнення тріщин [23, 103]. Головними причинами виникнення тріщин вважаються крихкі фази інтерметалідів, які утворюються в зоні розплаву [21]. Для вирішення цієї проблеми використовуються проміжні прошарки з матеріалів, які утворюють безперервні тверді розчини із титаном [6, 86, 92, 106, 109]. Така методика дозволяє отримувати зварні з'єднання елементів обмеженої товщини, в більшості випадків товщина яких не перевищувала 1 мм [36, 57, 60, 61, 95].

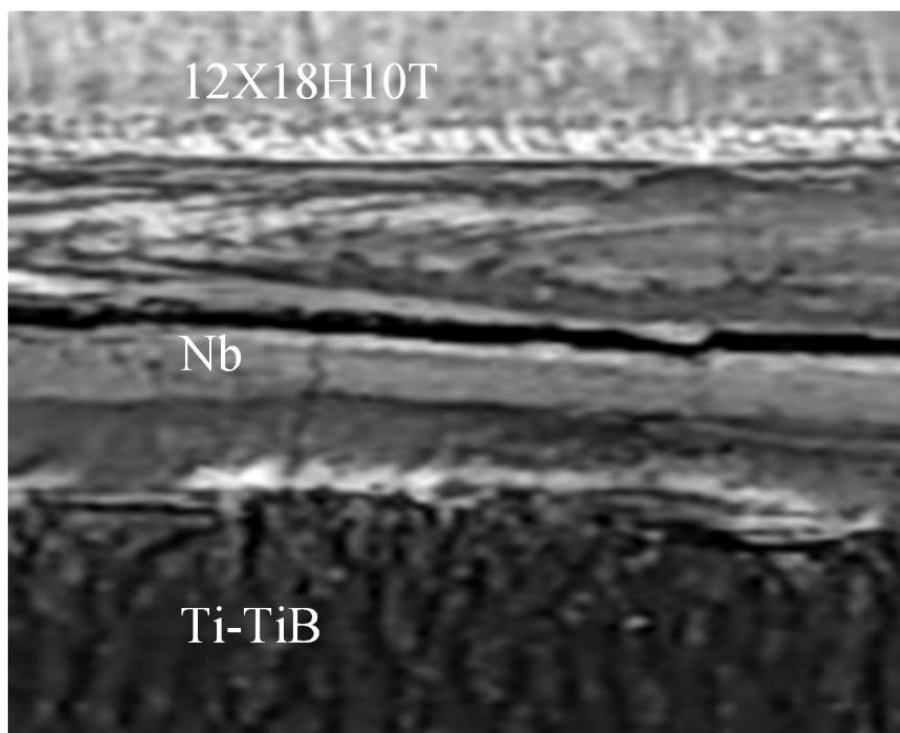
Відомо, що зварювання титанових сплавів із металами, що мають високу розчинність в титані (ніобій, ванадій), не викликає значних технологічних проблем. Проблемним є зварювання титанових сплавів зі сталями, причому особливо істотні проблеми з'являються під час зварювання їх із нержавіючими сталями аустенітного класу [36]. Отримання обмеженої концентрації тугоплавкого металу в зварному шві (до мас. 15%) може бути реалізовано підбором параметрів режиму зварювання для елементів малої товщини, але для масивних зварюваних елементів такі обмеження по всьому зварному шву утруднені. Під час виконання зварювання ніобію із нержавіючої сталлю із розплавленням останньої, рекомендується забезпечувати встановлення міжатомних зв'язків зварюваних матеріалів за рахунок



змочування ніобію рідкою нержавіючою сталлю [60]. В цьому випадку якість з'єднання буде визначатися, переважно, характером процесу змочування ніобію розплавленим металом сталі в умовах зварювання у вакуумі.

Спроби щодо виконання зварного з'єднання безпосередньо в контакті Ti-TiB - 12X18H10T призводили до формування зварного шва з макротріщинами або до руйнування з'єднання в процесі охолодження після зварювання внаслідок виникнення термічного напруження і відсутності достатнього рівня механічної міцності матеріалу в зоні зварного з'єднання. Цей результат узгоджується із результатами, представленими в інших дослідженнях [23, 103].

Експерименти по зварюванню пластин Ti-TiB - Nb - 12X18H10T товщиною 10 мм в усьому інтервалі швидкостей переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}=7, 10, \text{ і } 13 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ , призводило до формування зварного шва із магістральної тріщиною на межі Nb - 12X18H10T (див. рис. 5.8) .



**Рисунок 5.8** – Магістральна тріщина у зварному шві на межі Nb - 12X18H10T у зварному з'єднанні Ti-TiB - Nb - 12X18H10T, ( $\times 100$ ), де:

- Ti-TiB - унизу;
- Nb (товщина 2 мм) - в центрі;
- сталь 12X18H10T - зверху.

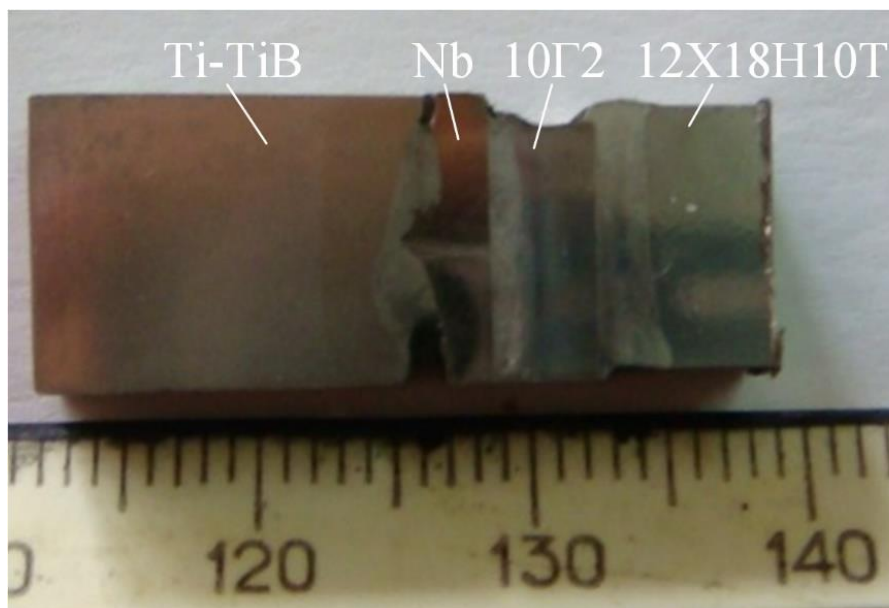
На відміну від зварювання експериментальних зварних зразків товщиною 10 мм, під час зварюванні тонких пластин (товщиною 0,8-1,5 мм) близькість вільних поверхонь полегшує розвантаження залишкових термічних напружень, викликаних значною різницею коефіцієнтів лінійного розширення зварюваних матеріалів. Зокрема, коефіцієнт лінійного теплового розширення титану становить  $8,6 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ , коефіцієнт лінійного теплового розширення ніобію має близькі значення -  $7 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ , а нержавіючої аустенітної сталі вдвічі більші -  $16,4 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ . Величина залишкових напружень в зоні з'єднання різнорідних матеріалів оцінюються за формулою:

$$\sigma_z = E \cdot \Delta T \cdot (\alpha_1 + \alpha_2), \quad (5.1)$$

де  $\sigma_z$  - залишкові напруження;  $E$  - модуль Юнга,  $\Delta T$  - зміна температури;  $\alpha_1, \alpha_2$  - коефіцієнти лінійного теплового розширення зварюваних матеріалів. Чисельні оцінки величини залишкових напружень у зварному з'єднанні дають значення  $\sigma_z \approx 970 \text{ МПа}$  («нержавіюча сталь»-«Ti»);  $\sigma_z \approx 1800 \text{ МПа}$  («Nb»-«нержавіюча сталь»),  $\sigma_z \approx 146 \text{ МПа}$  («Nb»-«Ti»). Навіть з огляду на наближеність зробленої оцінки, все одно потрібне зниження величини залишкових напружень у з'єднаннях «Nb»-«нержавіюча сталь» та «нержавіюча сталь»-«Ti». У свою чергу, величина оцінених залишкових напружень у з'єднанні «Nb»-«Ti» знаходиться в межах міцності сплаву Ti-TiB [16].

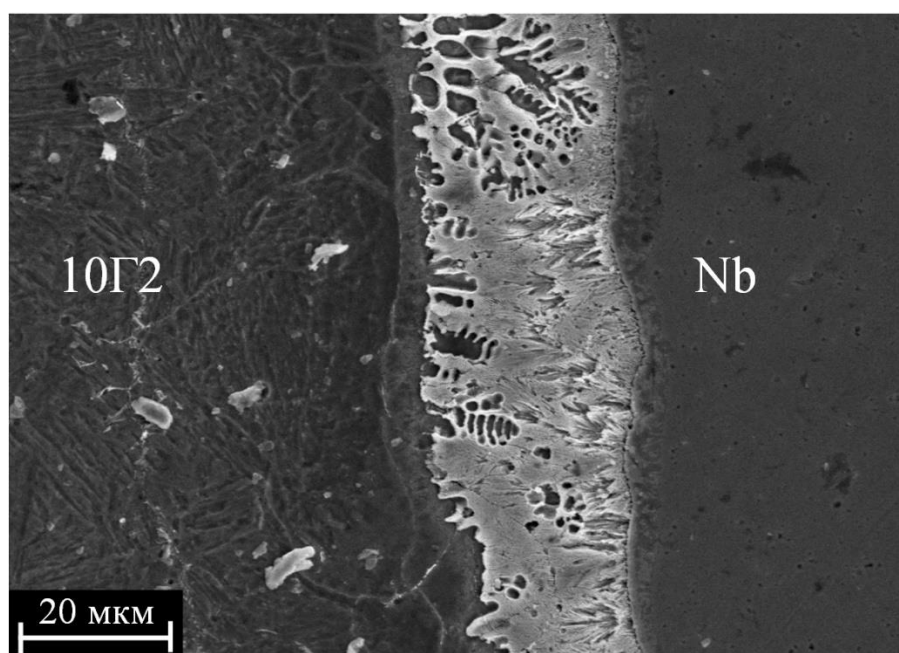
Для усунення такого критичного дефекту, як високий рівень залишкових напружень, викликаного майже подвійною відмінністю коефіцієнта теплового розширення сталі 12X18H10T та ніобію, було використано додаткову прокладку із сталі 10Г2, що має коефіцієнт лінійного теплового розширення  $\alpha = 11,5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ . У цьому варіанті зварного з'єднання оцінювана величина залишкових напружень не досягає критичних значень ні у з'єднанні із Nb, ні у з'єднаннях зі сталлю 12X18H10T. Послідовне виконання електронно-променевого зварювання за швидкості переміщення електронного променя  $v_e = 7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ : спочатку «Ti-TiB»-«Nb», потім «Nb»-«10Г2», після чого «10Г2»-«12X18H10T» дозволила в

результаті отримати зварне з'єднання із суцільним швом (див. рис. 5.9), який не містить макродефектів.



**Рисунок 5.9** – Зварне з'єднання Ti-TiB - Nb - 10Г2 - 12Х18Н10Т, отримане електронно-променевим зварюванням,  $v_e=7 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$ .

У результаті металографічного аналізу області зварного шва, в зоні взаємодії ніобію зі сталлю 10Г2 був виявлений прошарок евтектики (див. рис. 5.10).



**Рисунок 5.10** – Структура матеріалу шва зварного з'єднання стали 10Г2 із ніобієм.

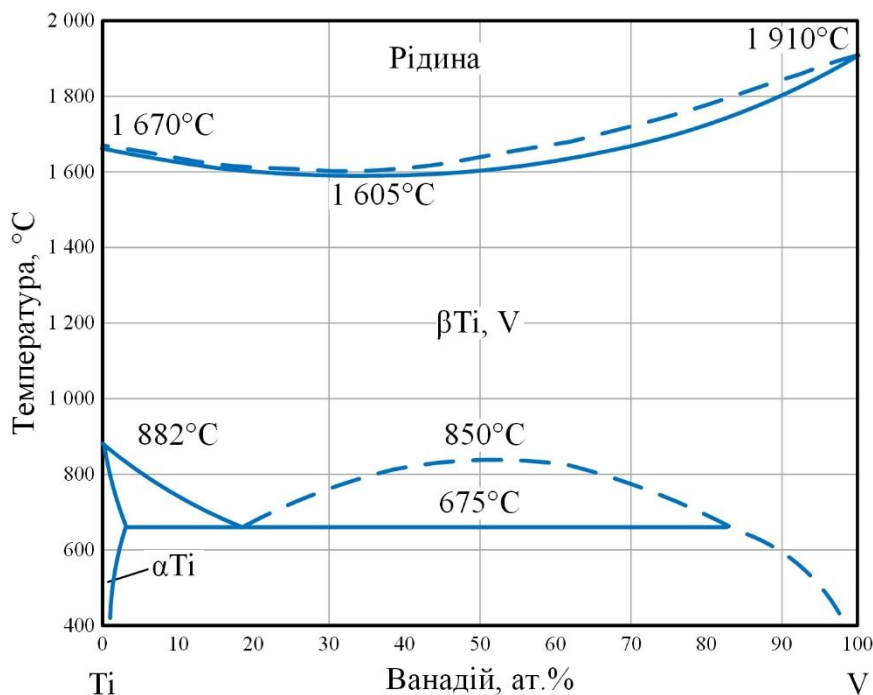
Евтектика  $\text{Fe}_2\text{Nb}+\text{Fe}$  утворюється за умови перевищення концентрації 5% Nb [8] і за результатами мікрорентгеноспектрального аналізу відповідної зони матеріалу зварного шва відповідає складу 93,37% Fe; 6,63% Nb. Відповідно до результатів інших дослідників [57, 60, 61], утворення прошарку евтектики в умовах контакту рідкої і твердої фазами за температури  $1400^\circ\text{C}$  є умовою поліпшення схоплювання ніобію і сталі. За температури до  $1450^\circ\text{C}$  інтерметалеві фази не утворюються, і дифузійна зона в зоні зварного шва не перевищує 30-35 мкм. За умови перевищення в зоні зварювання температури  $1700^\circ\text{C}$  спостерігається формування прошарку інтерметаліду, який окрихчує зварний шов.

Результати механічних випробувань експериментальних зразків, виготовлених із зварного з'єднання Ti-TiB - Nb - 10Г2 - 12Х18Н10Т, отриманого електронно-променевим зварюванням за швидкості переміщення електронного променя  $v_e=7 \text{ мм}\cdot\text{с}^{-1}$ , виявили досягнутий рівень міцності, який склав  $\sigma_b=263,6 \text{ МПа}$ , що значно вище результатів електронно-променевого зварювання сталі марки 321 (08Х18Н10Т) із ніобієм [94], коли рівень досягнутої міцності складав  $\sigma_b=170 \text{ МПа}$ .

Таким чином, було встановлено, що у разі виконання електронно-променевим зварюванням з'єднання пластин зі сплаву Ti-TiB та сталі 12Х18Н10Т товщиною 10 мм та маловуглецевої сталі 10Г2, завдяки неутворенню прошарку інтерметалідів ніобію (Nb) і заліза (Fe), забезпечується отримання якісного зварного з'єднання із рівнем міцності, що перевищує рівень  $\sigma_{0,2}$  найменш міцного матеріалу зварного з'єднання (сталі 12Х18Н10Т).

### **5.3. Зварювання товстих пластин сплаву Ti-TiB зі сталлю 12Х18Н10Т через прошарок ванадію.**

Для зварювання титанових сплавів із сталями широко використовуються прошарки ванадію. Саме ванадій є металом, який вважається розчинним у титані [4, 28]. Фазова діаграма титан-ванадій представлена на рис.5.11



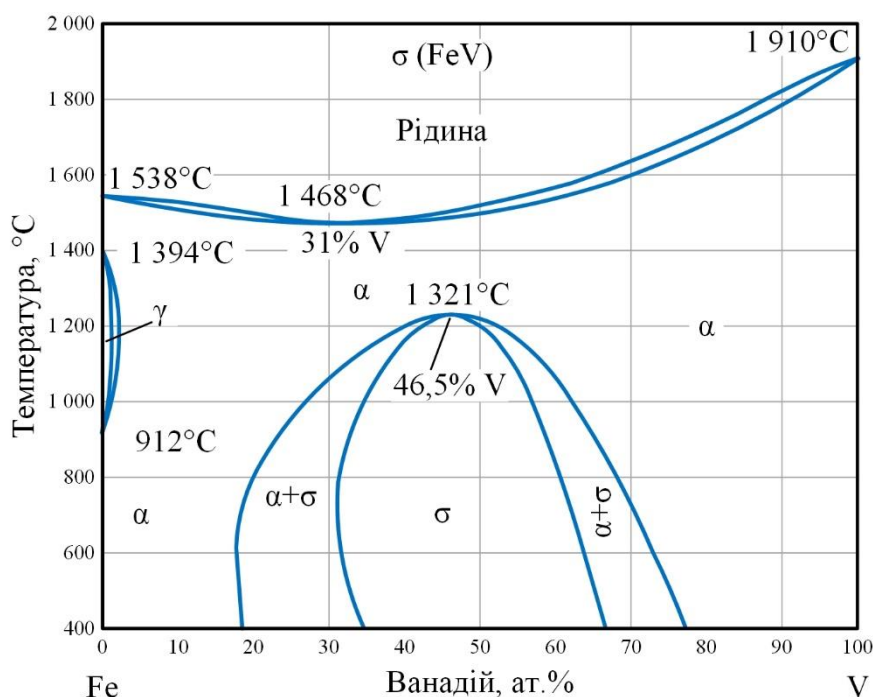
**Рисунок 5.11** – Діаграма стану системи титан - ванадій [28].

За результатами аналізу представленої фазової діаграми (рис. 5.11) слідує, що для системи титан-ванадій характерне монотектоїдне перетворення. Розчинність V в ( $\alpha$ -Ti) знижується під час охолодження - досягає значень 3,7-3,8 ат.% V за 500-600°C і 2,5 ат.% V за 400°C. Температура критичної точки кривої розшарування відповідає 850°C, монотектоїдна точка відповідає 18 ат.% V. Таким чином за 20°C у широкому інтервалі концентрацій ванадію (від 2 до 98 ат.% ) термодинамічно стабільним станом є монотектика твердого розчину V в  $\alpha$ -Ti та твердого розчину  $\beta$ -Ti в V.

Під час зварювання сталі із ванадієм взаємна розчинність заліза і ванадію є одним із чинників, що визначають властивості зварного шва та зони термічного впливу. Фазова діаграма залізо-ванадій наведена на рисунку 5.12.

Аналіз особливостей діаграми стану системи титан – ванадій (див. рис. 5.11) демонструє наявність інтерметаліду FeV в інтервалі концентрацій ванадію від 18 до 77 ат.%. Це свідчить про наявність ризику утворення крихкої впорядкованої фази. Разом з цим, наявність значної кількості досліджень щодо використання ванадію у якості проміжного прошарку між титановими сплавами та сталями [36, 37, 64, 85], дає підстави для проведення досліджень, в тому числі проведення

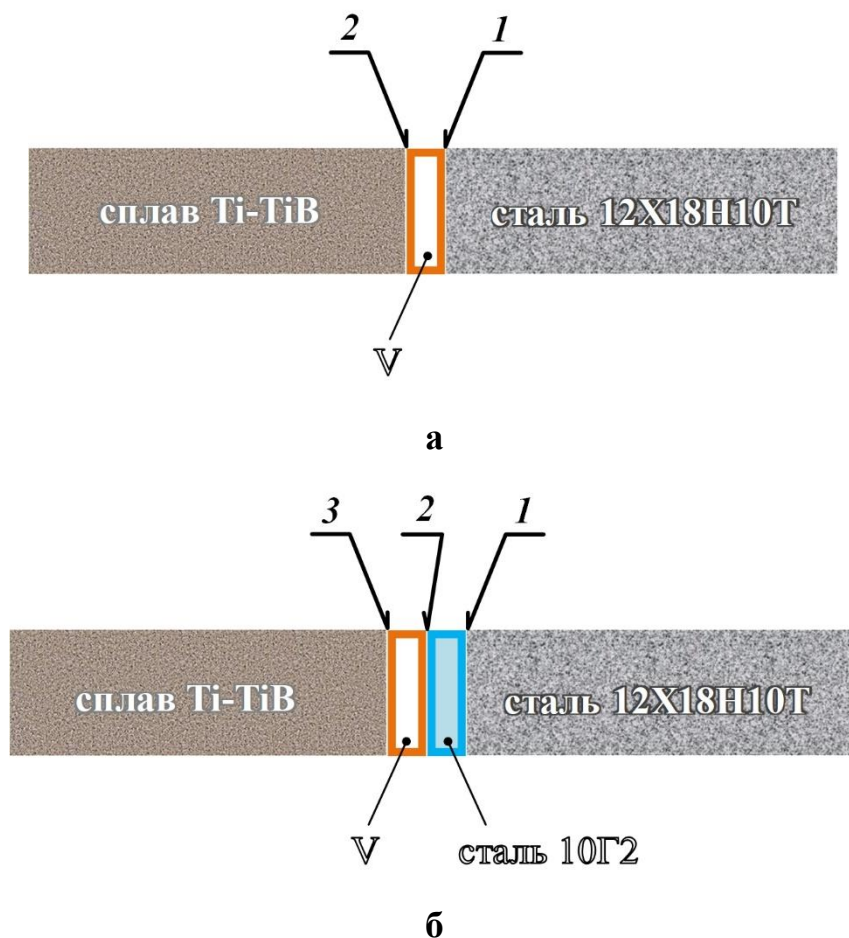
експериментальних досліджень щодо електронно-променевого зварювання пластин товщиною 10 мм сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T через прошарок ванадію.



**Рисунок 5.12** – Діаграма стану системи залізо - ванадій [30].

Під час проведення досліджень зварювання виконували електронно-променевим способом згідно схеми, що наведена на рисунку 5.13. Режим зварювання був із наступними параметрами:  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА, швидкість переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}=10$  мм·с<sup>-1</sup>, електронний промінь був сфокусованим (діаметр 0,2 мм),  $I_{\text{ф}}=260$  мА розгортка променю під час зварювання титанових сплавів зберігалася круглої форми діаметром 0,5 мм. Електронний промінь був зсунутий на 0,3 мм від стику в сторону менш тугоплавких металів. Під час зварювання сталі 12X18H10T та сталі 10Г2 розгортка променю зберігалася еліпсоподібною 3×4 мм, електронний пучок від стику не зсували.

Послідовність зварювання схематично представлена на рисунку 5.13.



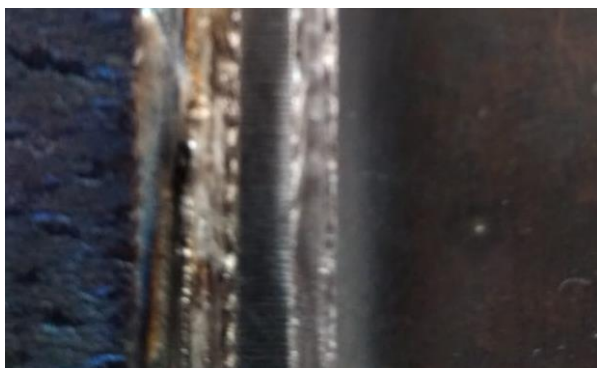
**Рисунок 5.13** – Схема електронно-променевого зварювання сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T через прошарки.

а – перший зварний шов «1»: «V»-«сталль 12X18H10T»; другий зварний шов «2»: «сплав Ti-TiB»-«V»;

б – перший зварний шов «1»: «сталль 10Г2»-«сталль 12X18H10T»; другий зварний шов «2»: «V»-«сталль 10Г2»; третій зварний шов «3»: «сплав Ti-TiB»-«V».

В результаті зварювання «сплав Ti-TiB»-«V»-«сталль 12X18H10T» було отримано зовнішньо суцільний шов без зовнішніх дефектів (див. рис. 5.14). Разом з цим зварені експериментальні зразки крихко руйнувалися по з'єднанню «V»-«сталль 12X18H10T» під час їх розрізання гідрорізанням, що свідчило про незадовільну якість отриманого зварного з'єднання.





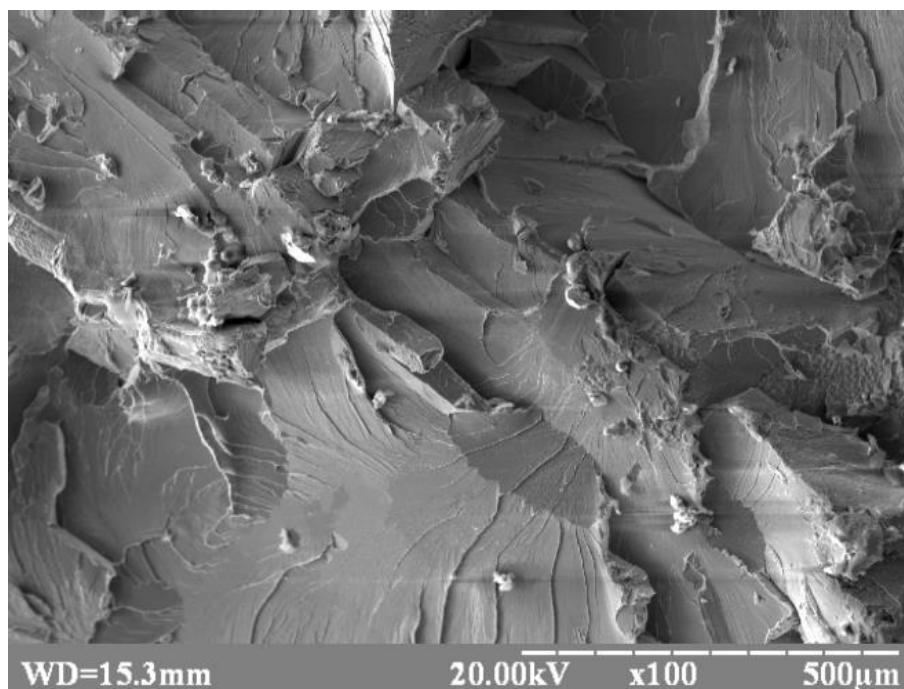
**Рисунок 5.14** – Зовнішній вигляд зварного шва з'єднання «сплав Ti-TiB»-«V»-«сталь 12X18H10T».

За умови використання додаткового прошарку із сталі 10Г2 отримане зварне з'єднання «сплав Ti-TiB»-«V»-«сталь 10Г2»-«сталь 12X18H10T» отримало механічні характеристики, які були достатніми для підготовки експериментальних зразків для механічних випробувань. Виявлені механічні характеристики стикових зварних з'єднань «сплав Ti-TiB»-«V»-«сталь 10Г2»-«сталь 12X18H10T», які були виконані із параметрами режиму зварювання:  $U_{прск}=60$  кВ,  $I_{сл}=90$  мА,  $v_{сл}=10$  мм·с<sup>-1</sup>, відповідали рівню міцності  $\sigma_b=146,4$  МПа, що було нижче міцності основного матеріалу (згідно даним, наведеним в [24], для ванадію характерна механічна міцність  $\sigma_b=176-442$  МПа).

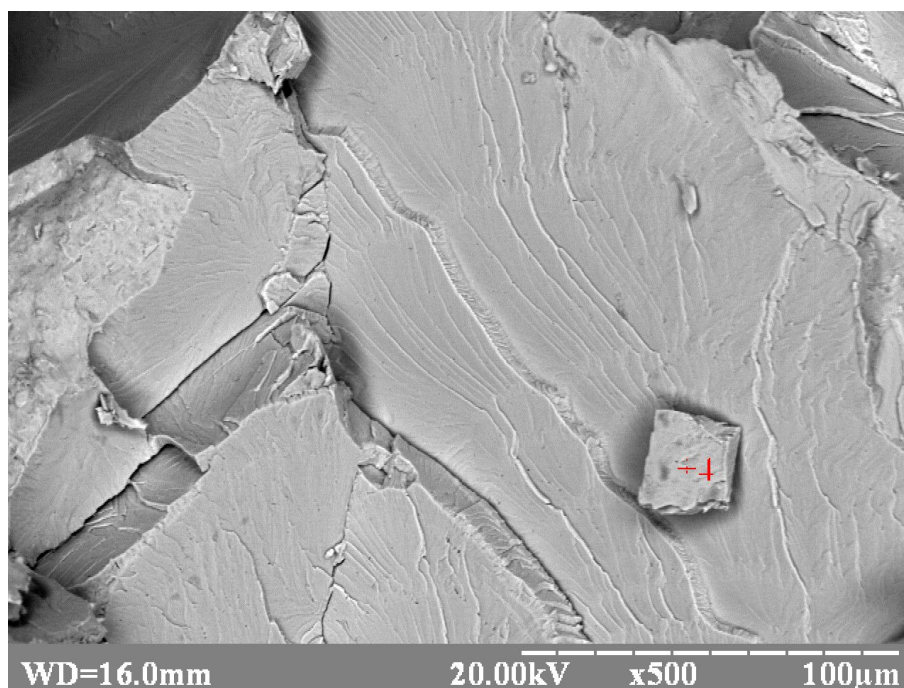
Проведений фрактографічний аналіз зони розриву зразків з'єднань «сплав Ti-TiB»-«V»-«сталь 10Г2»-«сталь 12X18H10T» показав, що руйнування відбувається у області з'єднання «V»-«сталь 10Г2». На рисунку 5.15 наведені структури, що характерні для поверхні руйнування з'єднання «V»-«сталь 10Г2» в умовах механічного розтягування.

Наведені фрактограми (див. рис. 5.15) дають підстави вважати, що руйнування зварних з'єднань «сплав Ti-TiB»-«V»-«сталь 10Г2»-«сталь 12X18H10T» відбувається за крихким механізмом. За результатами механічних випробувань зразків на розтягнення в зварному з'єднанні також не було зафіксовано пластичності.





а



б

**Рисунок 5.15** – Характерна структура поверхні руйнування зварного з'єднання «сплав Ti-TiB»-«V»-«сталь 10Г2»-«сталь 12X18H10T» в області зварного шва «2»: «V»-«сталь 10Г2» (див. рис. 5.13, б):

а – типовий транскристалічний злам сплаву «V»-«сталь 10Г2»;

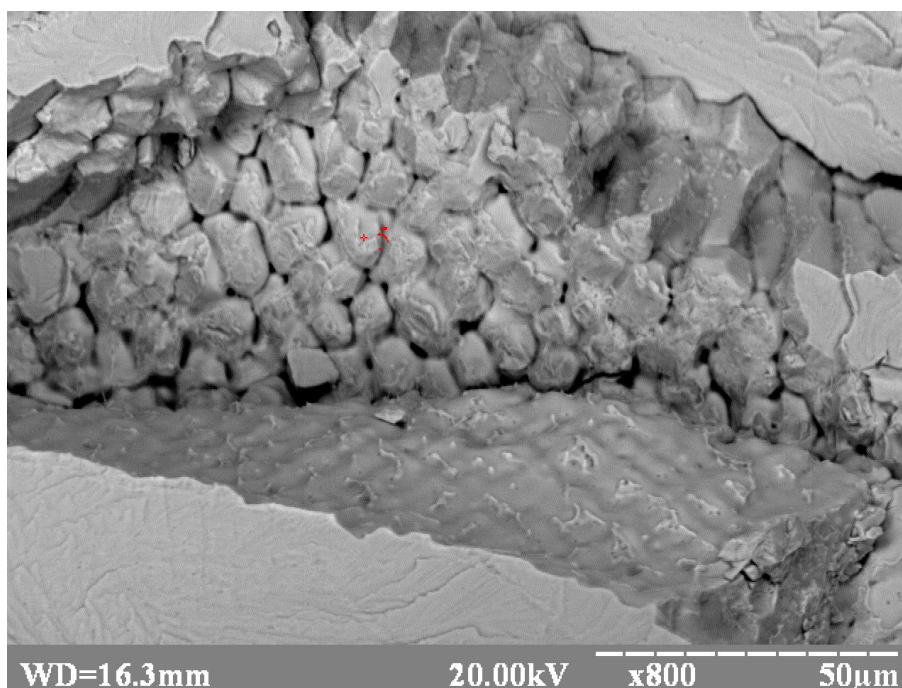
б – зона крихкого скалу в області зварного шва «V»-«сталь 10Г2».

В результаті аналізу поверхонь руйнування зварних з'єднань «сплав Ti-TiB»-«V»-«сталь 10Г2»-«сталь 12Х18Н10Т» не вдалося встановити структурні елементи, які ініціювали виникнення та розвиток крихких тріщин. Руйнування відбувалось по області, у якій елементний склад відповідав V 35-45 ат.%; Fe 54-63 ат.%; Mn 0,53-0,82 ат.%, Si 0,44-0,61 ат.%, C – кількісно не визначений. Для цієї зони характерний типовий транскристалічний злам сплаву заліза з ванадієм. Руйнування відбувалося через зерна сплаву.

Отримані результати досліджень свідчать про вірогідність наявності в зоні крихкого руйнування  $\sigma$ -фази, яка відповідає інтерметаліду FeV, існуючому в інтервалі концентрацій ванадію від 18 до 77 ат.%, що відповідає елементному складу у зоні руйнування (див. рис. 5.12).

Питання щодо утворення вказаної  $\sigma$ -фази пов'язане не лише із відповідністю елементного складу, але також і з досягненням умов рівноважного термодинамічного стану. Для досягнення такого стану необхідна підвищена температура і тривалий час. При цьому існування в зоні руйнування стовбчастих кристалів, орієнтованих перпендикулярно до стику з'єднаних металів (рисунок 5.16), свідчить про інтенсивне тепловідведення від зварного шва до зварюваних матеріалів та про швидку кристалізацію в умовах температурного градієнту. В таких умовах більш вірогідним є формування метастабільного пересиченого твердого розчину ванадію і заліза.

Наявність метастабільного стану, який викликає зміни структури металу зварного шва під час нагрівання, та вірогідність утворення крихкої  $\sigma$ -фази, яка відповідає інтерметаліду FeV (див. рис. 5.12), свідчить про недостатні перспективи використання прошарків ванадію у парі з маловуглецевими сталями для зварювання плавленням товстих пластин сплаву Ti-TiB із нержавіючою аустенітною сталлю. З іншого боку, перспективним виглядає можливість використання у якості проміжних прошарків фольги ванадію, товщина якої обмежить концентрацію ванадію до рівня утворення крихкої  $\sigma$ -фази, або формування на поверхні сплаву Ti-TiB шару, легованого ванадієм, з концентрацією ванадію, меншою за 20%, або ванадію, зв'язаного у зміцнюючі фазові утворення.



**Рисунок 5.16** – Зона стовбчастих зерен, сформованих у матеріалі зварного шва «V»-«сталь 10Г2».

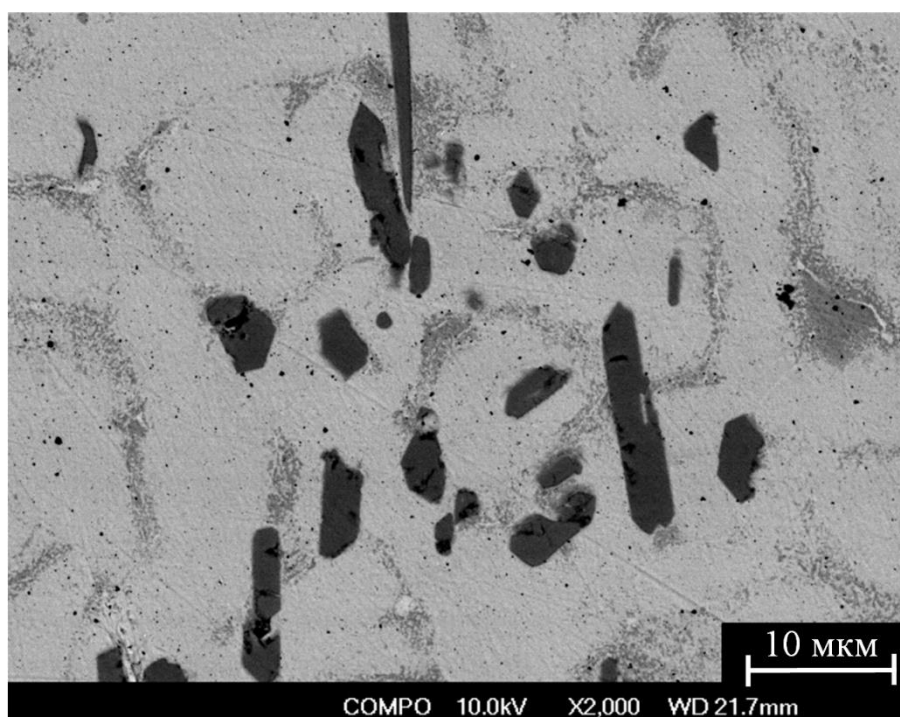
#### **5.4. Формування легованого і армованого прошарку на поверхні сплаву Ti-TiB для електронно променевого зварювання його зі сталлю 12X18H10T.**

Використання проміжних прошарків для зварювання сплаву Ti-TiB зі сталями є єдиним шляхом, що до цього часу забезпечує виконання якісних зварних з'єднань. Для зварювання титанових сплавів зі сталями використовують одно- або багатошарові вставки, але альтернативою цьому може бути створення на поверхні зварного стику одного з матеріалів попередньо легованого шару, що дозволить утворити зварний щов без шкідливих фазових новоутворень. В [102] показано можливості виконання зварних з'єднань електронно-променевим зварюванням сплаву Ti-TiB, як з такими самими сплавами, так і з іншими титановими сплавами. Оптимізація технологічних параметрів такого зварювання дозволило отримати зварні з'єднання, що міцністю не поступаються зварюваним матеріалам. Разом з тим, отримання зварного з'єднання сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T вимагало застосування прокладок із ніобію та із маловуглецевої сталі [50]. Це забезпечило отримання нерознімного з'єднання, але рівень механічних характеристик зварного

з'єднання був істотно нижчим властивостей зварюваних матеріалів. Застосування проміжних шарів із матеріалів, що мають високу розчинність в зварювальних матеріалах, є відомим технологічним прийомом [21, 61, 63]. Але це вирішує лише один аспект проблем - відсутність інтерметалевих прошарків.

В параграфі 5.2 вже зазначалося, що у разі зварювання аустенітної сталі 12X18H10T із такими матеріалами, як ніобій або ванадій, виникнення високих термічних напружень в області зварного шва обумовлює велика різниця у коефіцієнтах термічного розширення. Наша гіпотеза передбачає, що більш простим шляхом вирішення задачі формування проміжного шару у зварному з'єднанні є формування на поверхні зразка сплаву Ti-TiB легованого прошарку, який містить армуючі волокна TiB та основні легуючі елементи сталі 12X18H10T. Саме в цьому напрямку виконувались роботи щодо створення спеціальних прошарків у формі попередньо сформованого покриття перед зварюванням [37].

Для вирішення такої задачі використовувались експериментальні зразки зі сплаву Ti-TiB (мікроструктуру див. рис. 5.17) розміром 50×50×10 мм, які з'єднувались по межі 50×10 мм з пластиною ванадію розміром 2×50×10 мм через фольгу зі сталі 12X18H10T.



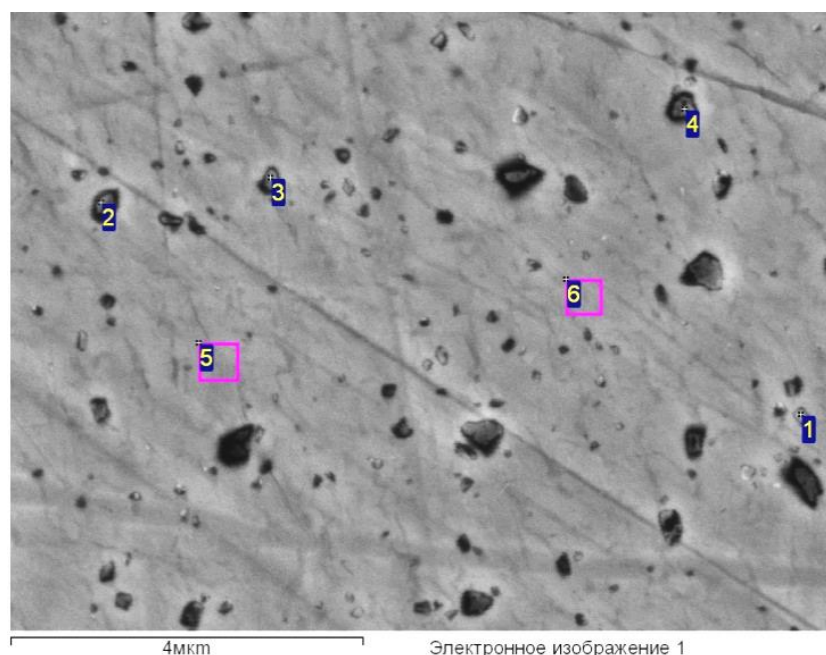
**Рисунок 5.17** – Мікроструктура сплаву Ti-TiB.

Методика виготовлення сплаву Ti-TiB та експериментальних зразків з нього описана у параграфі 2.1 [102, 50], фольга зі сталі 12X18H10T розміром 0,1×50×10 мм відповідала ГОСТ 4986-79, а пластини з ванадію постачалися NMW Hauner GmbH & Co.KG чистотою 99,0% (матеріал містить близько 0,98% С у вигляді карбіду ванадію, див. 2.1, рис. 2.3). Результати аналізу складу карбідних включень представлені в таблиці 5.1.

**Таблиця 5.1** – Елементний склад карбідних включень у ванадієвій пластині.

Точка аналізу	С, ат%	V, ат.%
1	40.17	59.83
2	66.30	33.70
3	42.52	57.48
4	66.97	33.03

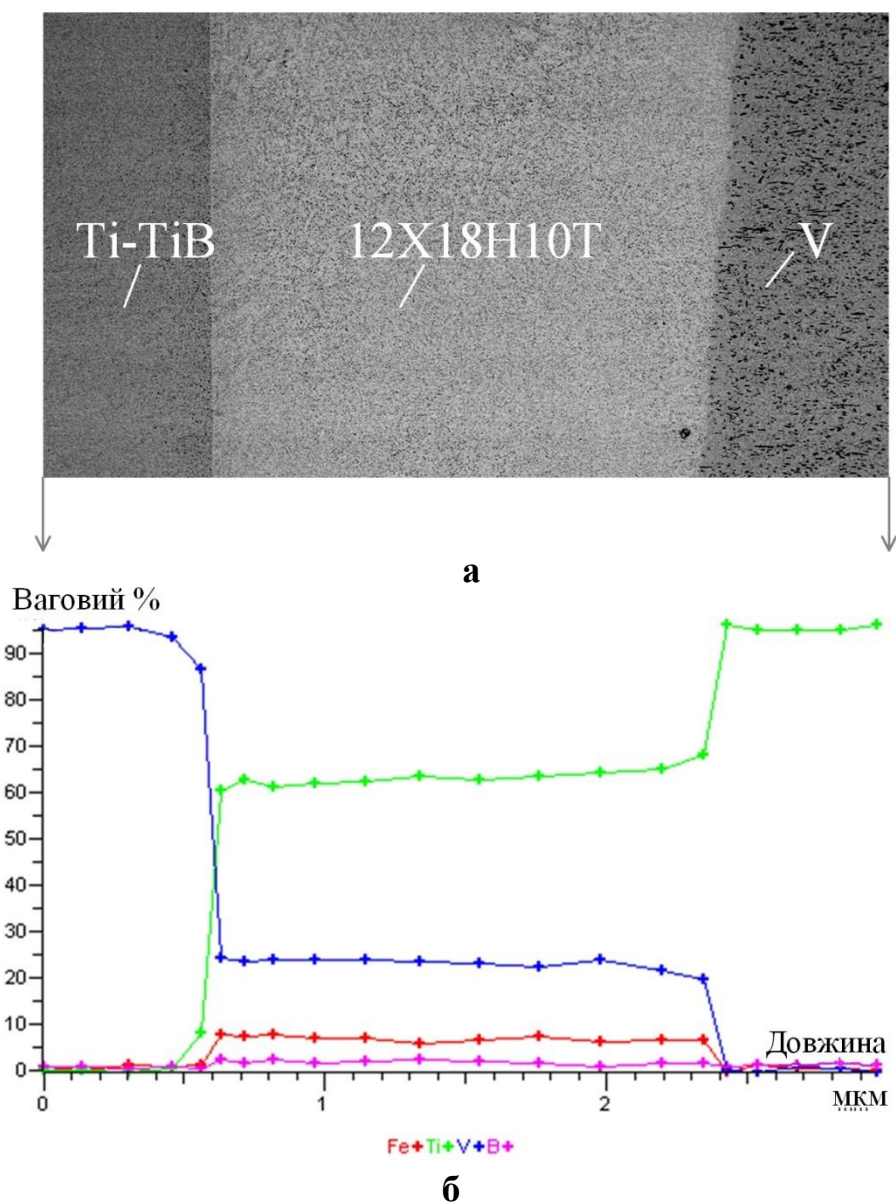
Мікроструктура пластини з ванадію із точками проведеного аналізу карбідних включень наведена на рисунку 5.18.



**Рисунок 5.18** – Мікроструктура сплаву ванадію з карбідними включеннями (точки аналізу 1, 2, 3, 4).



Зварювання експериментальних зразків виконувалося з такими параметрами режиму:  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА, швидкість переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}=13$  мм·с<sup>-1</sup>. Пляма променя була зміщена у бік сплаву Ti-TiB на відстань ~0,3 мм. На рисунку 5.19 представлена металографічна структура і розподіл основних елементів в напрямку, перпендикулярному поверхні стику з'єднання «сплав Ti-TiB»-«сталь 12X18H10T»-«V».



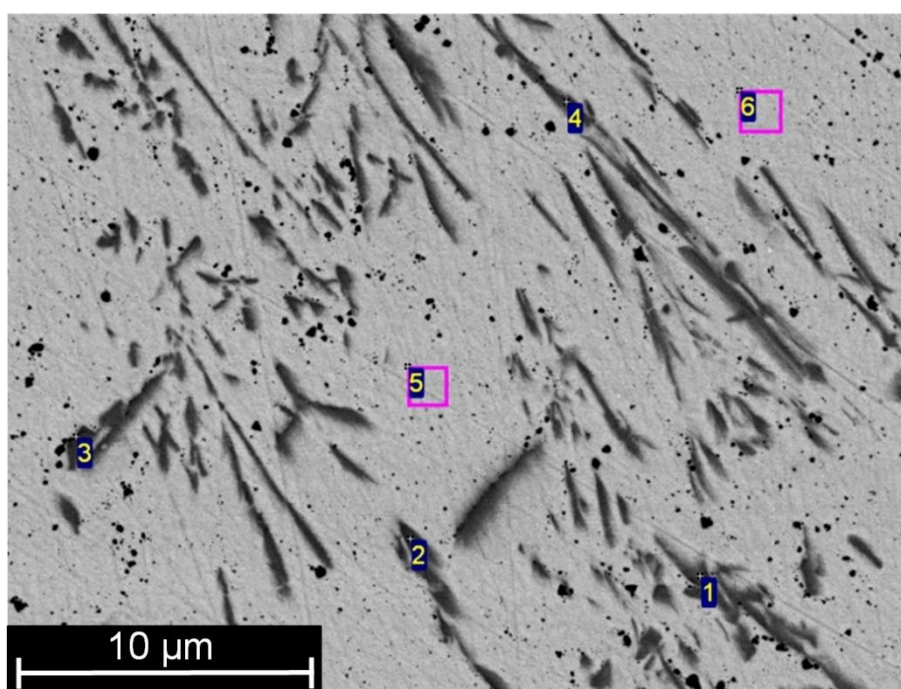
**Рисунок 5.19** – Структура (а) зварного з'єднання і розподіл (б) основних елементів вздовж лінії сканування (див. (а)) зварного з'єднання «сплав Ti-TiB»-«сталь 12X18H10T»-«V».

Отримані результати свідчать про формування між ванадієм і сплавом Ti-TiB прошарку сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками Fe (6-7 ат.%), B (1, 5-2,2 ат.%), Cr (5-7 ат.%), C (0,6-1,1 ат.%), Ni (0,27-1,12 ат.%). Вказаний прошарок має суцільний характер, дефектної зони не виявлено.

Для оцінки перспектив використання отриманої прошарку для зварювання сплаву Ti-TiB із нержавіючої аустенітної сталлю (зокрема 12X18H10T) необхідно проаналізувати її структуру і стан межі із матеріалом основи. На рисунку 5.20 представлена мікроструктура прошарку сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками.

Виявлена мікроструктура сформованого прошарку сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками має характер металевої матриці, армованої мікрОВОлокнами, склад яких відповідає монобориду титану, легованого ванадієм [102].

Результати аналізу елементного складу по точках наведені в таблиці 5.2.



**Рисунок 5.20** – Мікроструктура прошарку сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками (1-6 точки Оже-спектрального аналізу елементного складу див. табл. 5.2).

**Таблиця 5.2** – Елементний склад в точках Оже-спектрального аналізу (див. рис. 5.20) прошарку сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками.

Точка аналізу	V, ат.%	C, ат.%	Ti, ат.%	V, ат.%	Cr, ат.%	Fe, ат.%	Ni, ат.%
1	42,36	0,82	43,59	11,18	0,61	1,19	0,26
2	42,16	0,91	46,03	10,05	0,15	0,24	0,45
3	38,44	0,51	47,96	10,64	0,41	0,97	0,08
4	38,46	0,60	46,88	11,96	0,42	1,55	0,11
5	0,00	0,69	68,31	22,98	0,85	6,04	1,12
6	3,05	0,10	66,15	21,31	1,43	5,91	1,06

Характер розподілу основних елементів, які потрапили у прошарок сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками з пластини ванадію та сплаву Ti-TiV і фольги сталі 12X18H10T, показує, що дифузійний характер розподілу основних елементів спостерігається лише на межі прошарку із ванадієм та сплавом Ti-TiV (див. рис. 5.19). При цьому концентраційні профілі на межі із ванадієм мають значно більший різко спадаючий характер, ніж на межі із сплавом Ti-TiV. Це свідчить про значно більшу інтенсивність дифузійних процесів, що протікають в області сплаву Ti-TiV. З роботи [5] відомо, що в рідкій фазі дифузійні процеси мають інтенсивність, яка характеризується коефіцієнтом дифузії  $\sim 10^{-5} \text{ см}^2 \cdot \text{с}^{-1}$ . Інтенсивність таких процесів у рідкій фазі значно менше залежить від температури і типу мігруючих атомів, ніж в твердому стані. Значні відмінності в концентраційних профілях на межі прошарку із ванадієм і сплавом Ti-TiV свідчать про короткочасність перебування матеріалу в цих граничних областях в рідкому стані.

Характер розподілу основних елементів за товщиною прошарку має рівномірний характер, що спостерігається зазвичай за умови максимальної тривалості протікання дифузійних процесів. За швидкості переміщення електронного променя  $v_{\text{ел}}=13 \text{ мм} \cdot \text{с}^{-1}$  час протікання дифузійних процесів



визначається переважно залишковим розігрівом. В області формування прошарку сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками перерозподіл елементів, за нашою думкою, визначається конвекційними процесами, викликаними переміщенням електронного променя.

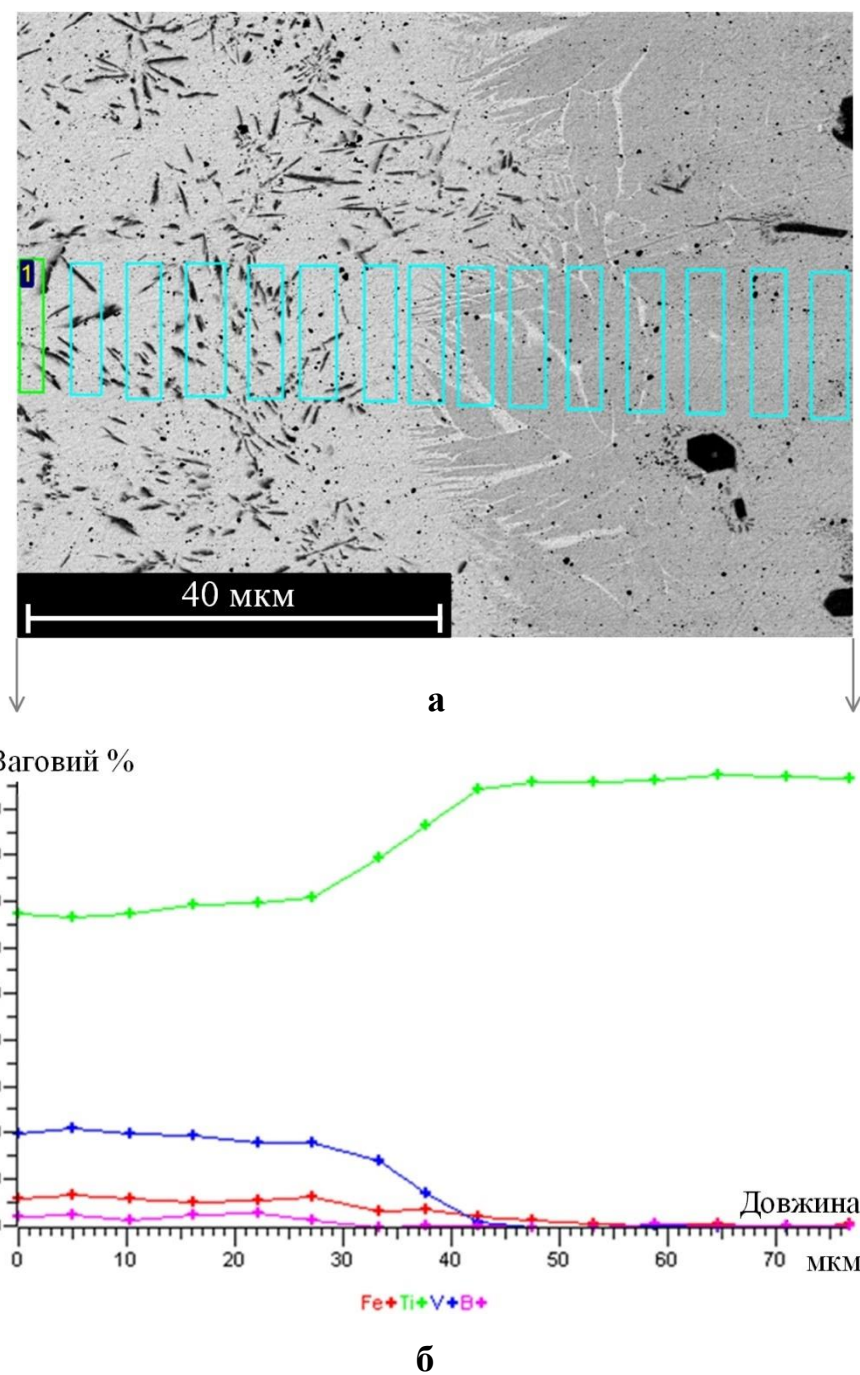
На рисунку 5.21 представлена мікроструктура області контакту прошарку на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками та сплаву Ti-TiB з характерним розподілом основних хімічних елементів.

Для більш точного визначення розподілу по бору, аналіз проводився по прямокутним областям (див. рис. 5.21).

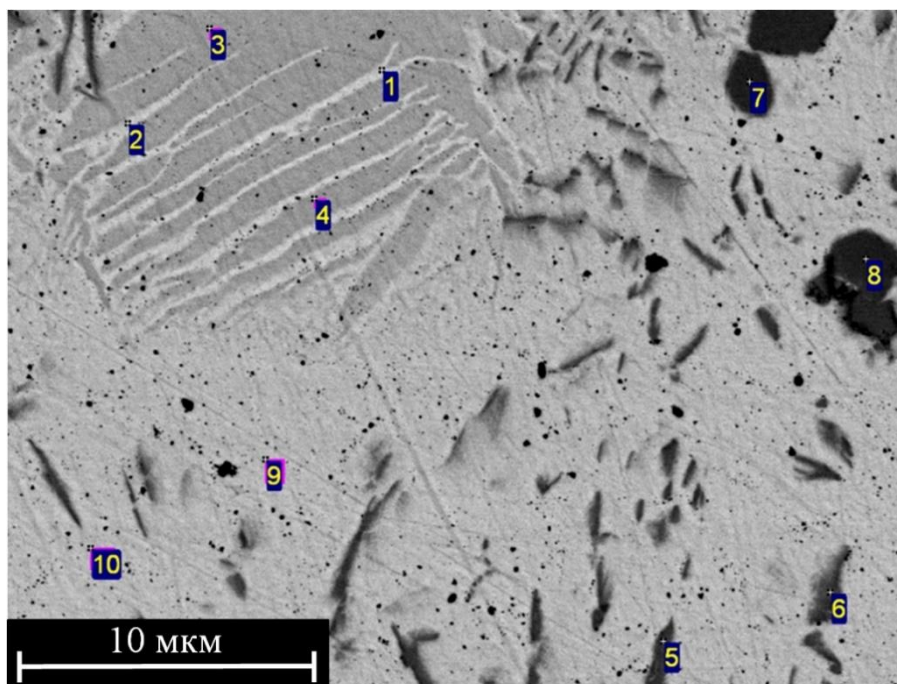
Слід зазначити, що вид мікроструктури перехідної зони прошарку на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками та сплаву Ti-TiB близький до мікроструктури перехідної зони «зварної шов»-«основний матеріал» в зварному з'єднанні сплаву Ti-TiB, отриманого електронно-променевим зварюванням [102]. В області матеріалу, підданому розплавленню, спостерігається формування боридів металу розплаву, розмір яких значно менший, ніж у вихідному сплаві Ti-TiB. Розташування їх неупорядковано, переважної орієнтації мікрОВОЛОКОН не виявлено.

Був проведений аналіз основних характерних областей перехідної зони і результати цього аналізу представлені на рисунку 5.22, а саме наведена мікроструктура вказаної області із вибраними точками елементного аналізу 1-10. Результати аналізу елементного складу точок наведені в таблиці 5.3.

Подовжені світлі фази (точки 1 та 2) відповідно до фазової діаграми залізо-титан [8] відповідають  $\alpha$ -твердому розчину, більш темна фаза, за виглядом близька до титанової матриці сплаву Ti-TiB, яка має включення карбідного типу (точка 10), не характерні для основного сплаву Ti-TiB. Елементний склад таких виділень (див. рис. 5.23) представлений в таблиці 5.4.



**Рисунок 5.21** – Мікроструктура області контакту сплаву прошарку на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками і сплаву Ti-TiB з характерним розподілом основних хімічних елементів.

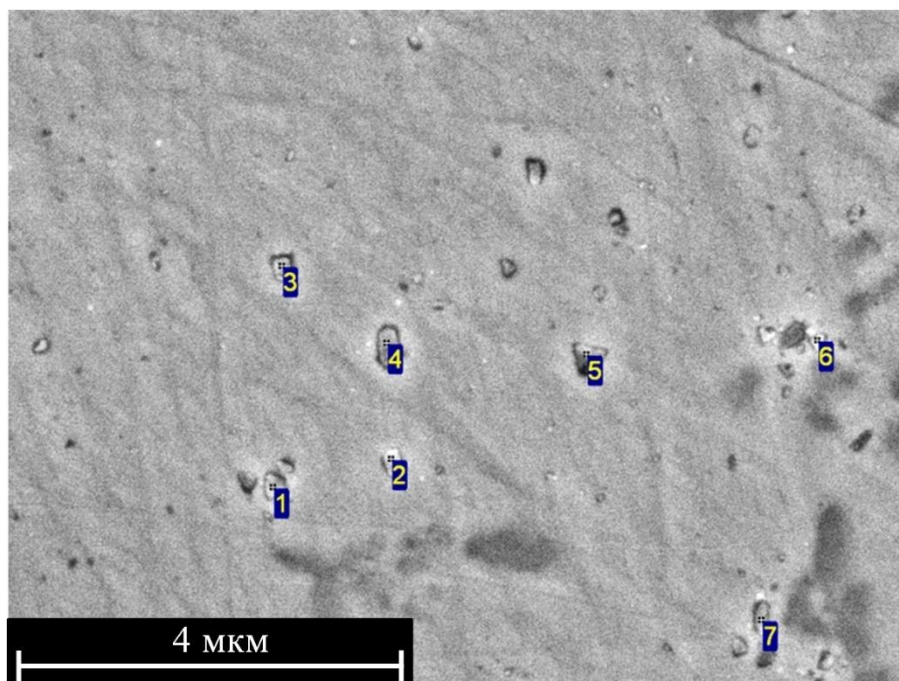


**Рисунок 5.22** – Мікроструктура області контакту сплаву прошарку на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками і сплаву Ti-TiB з точками аналізу елементного складу основних структурних елементів.

**Таблиця 5.3** – Елементний склад за точками Оже-спектрального аналізу (див. рис. 5.22), що відповідають основним елементам мікроструктури області контакту сплаву прошарку на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками і сплаву Ti-TiB.

Точка аналізу	V ат.%	C ат.%	O ат.%	Ti ат.%	V ат.%	Cr ат.%	Fe ат.%	Ni ат.%
1	0,71	0,78	0,02	85,88	2,66	0,53	8,22	1,19
2	0,00	0,39	0,35	81,82	8,72	0,65	7,14	0,92
3	0,00	0,93	0,77	94,82	0,00	0,44	2,94	0,11
4	0,25	0,33	0,17	95,37	0,00	1,71	1,97	0,19
5	41,20	0,08	0,00	48,51	9,22	0,20	0,52	0,27
6	46,00	0,34	0,00	43,72	9,04	0,19	0,63	0,07
7	46,26	0,34	0,00	52,68	0,10	0,00	0,43	0,20
8	47,75	0,50	0,00	50,75	0,32	0,13	0,56	0,00
9	0,00	0,75	0,00	76,98	16,23	0,74	4,30	0,99

Точка аналізу	В ат.%	С ат.%	О ат.%	Ti ат.%	V ат.%	Cr ат.%	Fe ат.%	Ni ат.%
10	1,66	0,78	0,00	73,39	17,93	0,72	4,47	1,05

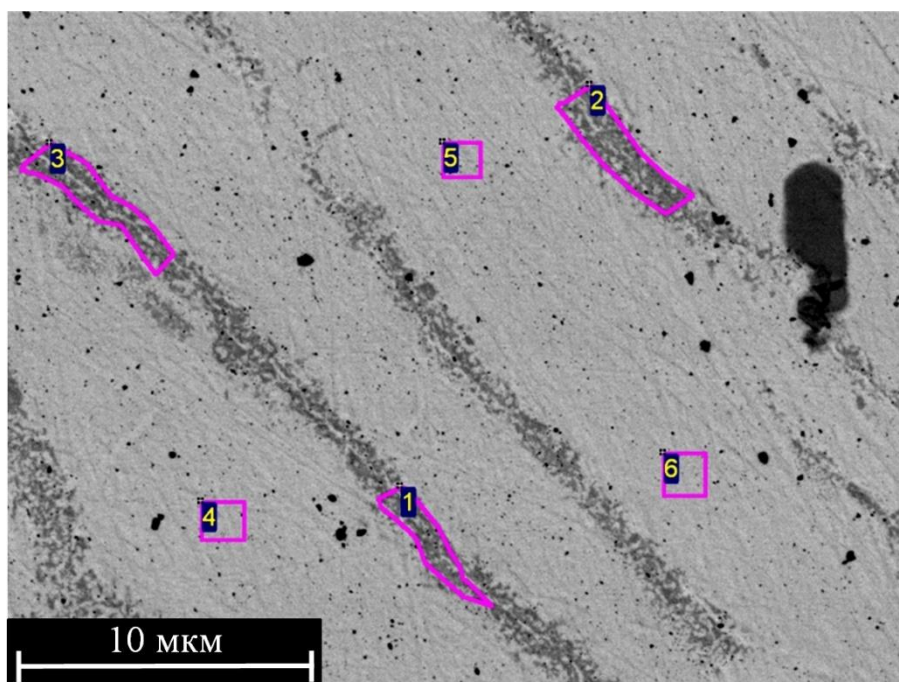


**Рисунок 5.23** – Включення карбідного типу в титановій матриці сплаву Ti-TiB області контакту сплаву прошарку на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками і сплаву Ti-TiB.

**Таблиця 5.4** – Елементний склад включень карбідного типу в титановій матриці (рис. 5.23).

Точка аналізу	С ат.%	Ti ат.%	V ат.%	Fe ат.%
1	61,20	28,22	8,99	1,60
2	57,82	30,44	9,84	1,91
3	58,74	30,11	9,55	1,61
4	62,51	27,59	8,04	1,86
5	61,40	28,05	9,37	1,19
6	41,82	40,59	13,95	3,64
7	52,06	34,40	10,95	2,59

Субмікронні скупчення карбідної фази титану утворюють в титановій матриці області евтектичного типу (див. рис. 5.24).



**Рисунок 5.24** – Витягнуті області субмікронних карбідних скупчень титану (зони елементного аналізу 1-3, таблиця 5.5) в титановій матриці сплаву Ti-TiB області контакту сплаву прошарку на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками і сплаву Ti-TiB.

Істотною відмінністю титанової матриці в області таких мікроструктурних формувань евтектико-подібного типу є наявність в ній кисню від 1 до 5 ат.%. Наявність кисню в деяких зонах сплаву Ti-TiB, може бути пов'язано з технологією його виготовлення з порошкових матеріалів [89, 102, 43].

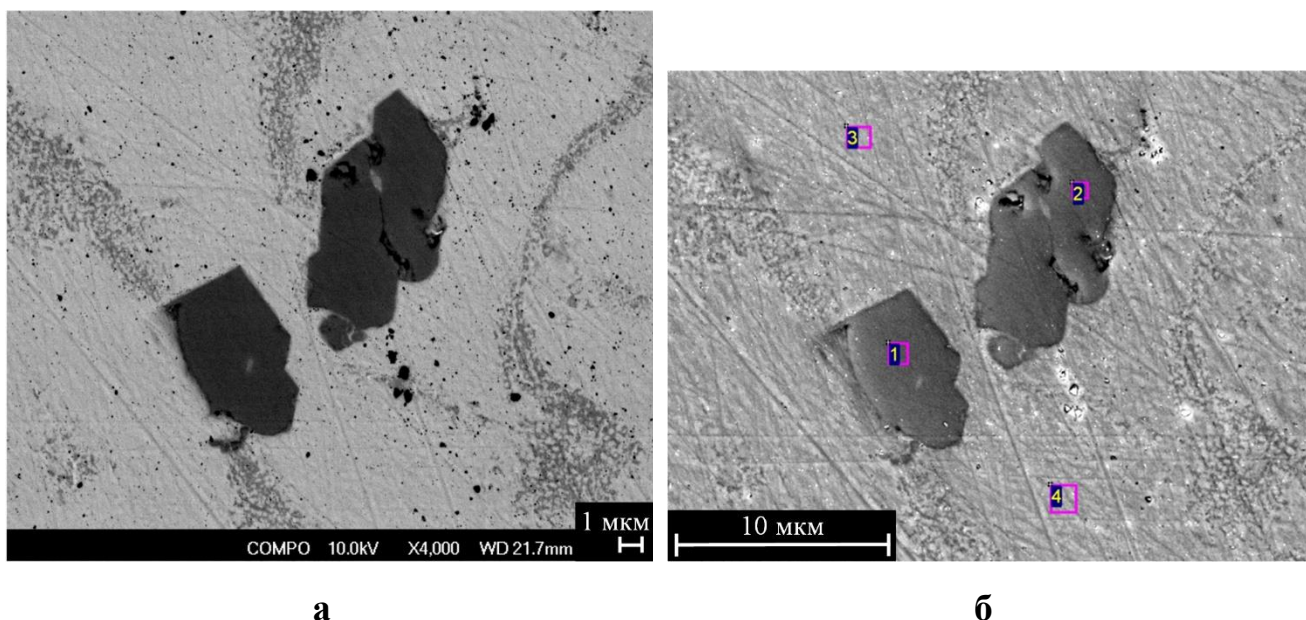
Первинні бори́ди титану в зоні розплаву, сформованого тепловим впливом електронного променя, розчиняються і є джерелом постачання бору для кристалізації мікрОВОЛОКОН, склад яких відповідає бориду титану, легovanому ванадієм (див. рис. 5.20). На межі розплаву зі сплавом Ti-TiB частина мікрОВОЛОКОН TiB зберігаються (див. рис. 5.25), розчиняючись лише частково.



**Таблиця 5.5** – Елементний склад зон елементного аналізу в області витягнутих субмікронних включень карбідного типу в титановій матриці (рис. 5.24).

Зони аналізу	B ат.%	C ат.%	O ат.%	Ti ат.%	V ат.%
1	1,71	4,22	0,04	94,03	0,00
2	0,00	3,93	0,08	95,99	0,00
3	0,46	4,67	0,13	94,74	0,00
4	1,28	3,91	0,11	94,70	0,00
5	0,00	3,99	0,03	95,30	0,68
6	0,32	3,54	0,11	95,90	0,14

Поблизу частково мікрОВОЛОКОН TiV, які розчинилися, спостерігається формування вторинних волокон, що вміщують бор (див. рис. 5.26), склад яких близький до  $Ti_2B$ -метастабільної фази, існування якої в зоні термічного впливу зварного шва передбачалося в роботі [102]. Елементний склад в точках аналізу 1-6 наведений в таблиці 5.7.

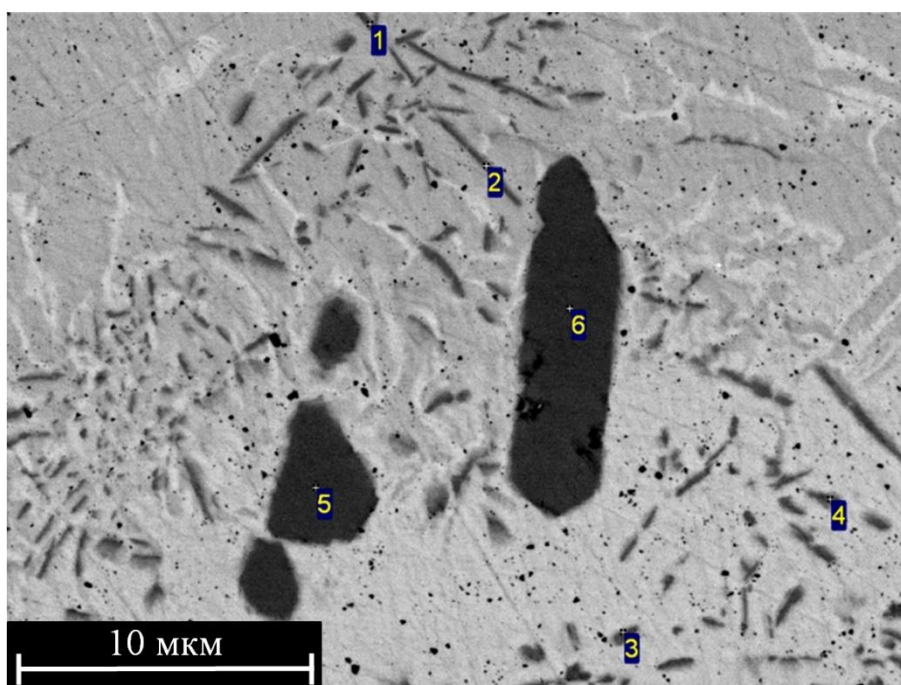


**Рисунок 5.25** – Первинні бори́ди титану в титановій матриці на межі сплаву Ti-TiV і прошарку на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками з точками елементного аналізу 1-4 (таблиця 5.6).

а - зображення в режимі COMPO; б - зображення в режимі SEI.

**Таблиця 5.6** – Елементний склад точок аналізу первинних боридів титану і титанової матриці (рис. 5.25)

Точки аналізу	B ат.%	C ат.%	O ат.%	Ti ат.%	V ат.%	Cr ат.%	Fe ат.%	Ni ат.%
1	46,11	0,52	0,00	52,70	0,04	0,07	0,52	0,03
2	46,03	0,54	0,00	52,90	0,15	0,04	0,21	0,12
3	0,00	0,77	0,07	98,24	0,37	0,00	0,55	0,00
4	0,00	0,55	0,53	97,47	0,00	0,21	1,25	0,00



**Рисунок 5.26** – Формування вторинних волокон, що вміщують бор, (точки аналізу 1-4) поблизу мікрОВОлокон первинних TiB, що частково розчинилися (точки аналізу 5-6).

Таким чином, електронно-променеве зварювання експериментальних зразків зі сплаву Ti-TiB, з'єднаних із пластинами ванадію через фольгу зі сталі 12X18H10T дозволяє отримати прошарок на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками (Fe, Cr, Ni, B), армовану подрібненими мікрОВОлокнами бориду титану з підвищеним співвідношенням довжини до товщини (ув порівнянні з первинними

боридами). У сформованому прошарку товщиною  $\sim 1,7$  мм не виявлені структурні дефекти і фазові утворення, здатні ініціювати крихке руйнування в цій зоні. Введення у матеріал такого прошарку ванадію і заліза забезпечує зниження коефіцієнта лінійного розширення заліза [8], що дозволить знизити рівень термічних напружень в зоні зварного шва з'єднання сплаву Ti-TiB зі сталлю 12X18H10T, які критично впливають на механічні властивості такого з'єднання [50].

**Таблиця 5.7** – Елементний склад точок аналізу первинних боридів титану і титанової матриці (рис. 5.26).

Точки аналізу	В ат.%	С ат.%	О ат.%	Ti ат.%	V ат.%	Cr ат.%	Fe ат.%	Ni ат.%
1	9,66	0,07	0,00	89,48	0,25	0,00	0,54	0,00
2	6,82	0,36	0,00	91,81	0,00	0,29	0,62	0,10
3	9,43	0,01	0,00	75,30	12,57	0,56	1,68	0,44
4	10,91	0,03	0,00	77,80	9,70	0,20	0,97	0,39
5	16,60	0,29	0,00	81,68	0,51	0,00	0,93	0,00
6	15,86	0,16	0,00	81,54	1,76	0,00	0,69	0,00

Отримані результати досліджень надають підстави вважати, що електронно-променеве зварювання з'єднання сплаву Ti-TiB із ванадієм через фольгу зі сталі 12X18H10T дозволило забезпечити формування на поверхні сплаву Ti-TiB легованого прошарку, який містить армуючі волокна TiB та основні легуючі елементи сталі 12X18H10T і ванадію. Металева матриця, армована мікрОВОлокнами, склад яких відповідає бориду титану, легованого ванадієм складає основу мікроструктури сформованого прошарку сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками (Fe, Cr, Ni, B, C).

Характерною особливістю вторинних армуючих боридних мікрОВОлокон у мікроструктурі такого прошарку сплаву є їх значне подрібнення у порівнянні з



вихідним сплавом Ti-TiB, в зоні розпаду первинних боридів титану, ініційованого впливом електронного променя, виявлені фазові утворення, за елементного складом близькі  $Ti_2B$ .

Прошарок сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками (Fe, Cr, Ni, B, C), сформований на поверхні сплаву Ti-TiB, має понижену концентрацію ванадію, що при подальшому зварюванні не дозволить утворення упорядкованої  $\sigma$ -фази у системі Fe-V при зварюванні плавленням через такий прошарок сталі 12X18H10T зі сплавом Ti-TiB.

### Висновки по розділу 5.

Таким чином, отримання зварних з'єднань з експериментальних зразків товщиною 10 мм зі сплаву Ti-TiB та сталі 12X18H10T із використанням режимів електронно-променевого зварювання із параметрами:  $U_{прск}=60$  кВ,  $I_{ел}=90$  мА,  $v_{ел}=7$  мм·с<sup>-1</sup> є ефективним за умови застосування подвійної прокладки із ніобію і зі сталі 10Г2. Проведеними дослідженнями встановлено, що для отримання якісних зварних з'єднань експериментальних зразків товщиною 10 мм з титанового сплаву Ti-TiB та ніобію електронно-променевим зварюванням необхідно забезпечувати розплавлення сплаву Ti-TiB за умов змочування ніобію розплавом Ti-TiB (температурний інтервал 1300-1700°C) і запобігати утворенню інтерметалевого прошарку в зварному шві ( $T>1700^\circ\text{C}$ ) і дозволяє досягати рівень механічної міцності з'єднання не менший  $\sigma_b=260$  МПа.

Електронно-променеве зварювання з'єднання титанового сплаву Ti-TiB із ванадієм через фольгу зі сталі 12X18H10T дозволяє забезпечити формування на поверхні сплаву Ti-TiB легованого прошарку на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із збереженням армованої мікроструктури, що містить мікріволокна TiB у металевій матриці Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) з основними легуючими елементами сталі 12X18H10T. Характерною особливістю армуючих боридних мікріволокон у матриці сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) є їх легування ванадієм та значне подрібнення у порівнянні із мікріволокнами TiB у вихідному сплаві Ti-TiB.

В зоні розпаду первинних боридів титану, ініційованого впливом електронного променя, у прошарку сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%) із легуючими добавками (Fe, Cr, Ni, B, C), як і в зоні термічного впливу зварного шва з'єднання «Ti-TiB»—«сплав типу T110» (параграф 4.1), виявлені фазові утворення, за елементним складом близькі до  $Ti_2B$ .

Збереження армованої мікрОВОЛОКОННОЇ структури у прошарку сплаву на основі Ti (63-68 ат.%) V (18-25 ат.%), сформованого на поверхні сплаву Ti-TiB, і легування його металевої матриці добавками (Fe, Cr, Ni, B, C) дає підстави вважати його перспективним для використання у якості проміжної вставки для електронно-променевого зварювання сталі 12X18H10T зі сплавом Ti-TiB.

## РОЗДІЛ 6

### ПРАКТИЧНЕ ВИКОРИСТАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ КОМПОЗИЦІЙНОГО СПЛАВУ Ti-TiB ІЗ ТИТАНОВИМИ СПЛАВАМИ ТА СТАЛЯМИ

Титанові сплави, які характеризуються високою питомою міцністю і корозійною стійкістю, є спеціалізованими конструкційними матеріалами для авіаційної, ракетно-космічної, суднобудівної, енергетичної та хімічної промисловості. Для розширення області застосування титанових сплавів для цих галузей прагнуть підвищити їх міцність, жароміцність та зносостійкість, для чого в останні роки застосовують цільове легування, а також розробляють мікрокомпозиційні сплави на основі титанових сплавів.

Використання контрольованих (спрямованих) фазових перетворень, дозволяє створювати «природні» мікрокомполіти у якості матеріалів із особливими фізичними властивостями, які володіють високою термічною стабільністю до евтектичної температури [39]. Експлуатаційні властивості титанових сплавів такого типу, окрім їх хімічного складу, визначають армуючі фази (волокна) і мікроструктура. Фазовий склад та мікроструктура титанових сплавів формуються у період від виробництва постачальником заготовок до фінальної термічної обробки готових виробів. Остаточні значення механічних та інших експлуатаційних характеристик титанових виробів залежать ще й від технології їх виробництва, зокрема здатності до зварювання конструкційних матеріалів, яка досить часто не задовольняє вимоги конструкторів [51].

Експериментальне дослідження процесів зварювання титанових сплавів із мікрокомпозиційною структурою в цій дисертаційній роботі було виконано із урахуванням необхідності отримання нерознімних з'єднань з більш традиційними конструкційними матеріалами. Для внесення нового титанового сплаву Ti-TiB, який в титановій основі містить 5% TiB<sub>2</sub>, до переліку конструкційних матеріалів, що дозволені у застосуванні та для проектування компонентів (деталей, вузлів тощо) виробів наукоємного машинобудування промислових галузей або окремих підприємств необхідна його сертифікація, яка, в тому числі, передбачає аналіз його

здатності до зварювання. У межах повноважень головного (генерального) конструктора виробів машинобудування є визначення переліку конструкційних матеріалів виробу і відповідних до них вимог. Такі вимоги значною мірою обумовили у цій роботі вибір матеріалів зварюваних пар (Ti-TiB - Ti-TiB, Ti-TiB – T110, Ti-TiB – 12X18H10T). Ці пари стикових з'єднань не обмежують потреби конструювання, але доказова база стосовно їх здатності до зварювання надає підстави до впевненості, щодо можливості успішного опрацювання технології зварювання сплаву Ti-TiB із широким переліком титанових сплавів та сталей.

В результаті виконаних досліджень встановлено, що під час зварювання плавленням сплаву Ti-TiB із титановими сплавами доцільно зберігати у зварному шві та зоні термічного впливу мікрокомпозиційну структуру. Дослідженнями цієї роботи встановлено, що створенню такої мікроструктури сприяє максимальна швидкість кристалізації, а відповідно і підвищена швидкість електронного променя під час електронно-променевого зварювання. Проведені експериментальні дослідження показали, що орієнтація армуючих волокон TiB значно впливає на механічні властивості виконаних зварних з'єднань. В зварному з'єднанні допустимими можна вважати неупорядковану орієнтацію волокон або переважну орієнтацію, перпендикулярну поверхні зварного стику. В дисертаційній роботі підтверджено, що для сплаву Ti-TiB напрямок переважної орієнтації армуючих волокон TiB, утворюваних під час евтектичного перетворення, визначається спрямуванням температурного градієнту в області кристалізації, що раніше було встановлено для інших композицій [94]. З іншого боку, для запобігання переважної орієнтації армуючих волокон вздовж стику зварюваних деталей доцільно забезпечувати інтенсивне охолодження у напрямку від зварного стику. Це вносить обмеження щодо початкового підігріву зварюваних деталей, яке зменшує температурний градієнт. У разі потреби у початковому підігріві, його застосування обумовлює необхідність виконання металографічного контролю орієнтації армуючих волокон у зварному шві.

Зварювання сплаву Ti-TiB, який в титановій основі містить 5% TiB<sub>2</sub>, зі сталлю 12X18H10T показали дві основні проблеми для отримання якісного зварного

з'єднання під час зварювання плавленням – утворення прошарку інтерметаліду, який окричує зварний шов та термічні напруження, що виникають унаслідок значної різниці коефіцієнтів термічного розширення з'єднуваних матеріалів. Обидві проблеми ефективно вирішуються відомим технологічним прийомом – використанням проміжних вставок. Вибір матеріалів цих вставок досить широкий для зварювання зі сплавом Ti-TiB, зокрема підходять і традиційні ванадій та ніобій, але необхідно досягати оптимальної концентрації елементів таких вставок у зоні зварного шва. У розділі 5 показана можливість попереднього формування такої вставки у вигляді дифузійно розподіленого поверхневого шару на основі ванадію на Ti-TiB, із збереженням у ньому мікроармованої структури. Встановлено, що використання прошарків ніобію і маловуглецевої сталі 10Г2 для зварювання сплаву Ti-TiB зі сталлю 12Х18Н10Т дозволяє запобігати утворенню у зварному шві прошарків інтерметалідів та виникненню критичних термічних напружень. Проведені в дисертаційній роботі дослідження додатково підтвердили доцільність продовження досліджень зварювання аустенітних нержавіючих сталей із матеріалами, що можуть використовуватись проміжними вставками для зварювання з іншими конструкційними матеріалами.

За результатами проведених досліджень опрацьовано «ТЕХНОЛОГІЧНІ РЕКОМЕНДАЦІЇ ЩОДО ВИКОНАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ КОМПОЗИЦІЙНОГО СПЛАВУ Ti-TiB З ТИТАНОВИМИ СПЛАВАМИ ТА СТАЛЛЮ 12Х18Н10Т» (див. додаток Б) які передані Державному підприємству Науково-виробничий комплекс «Прогрес» із технічним звітом для впровадження. За результатами апробації отриманих результатів у ЦКіТБ «Точність» було отримано Акт впровадження результатів дослідження (див. додаток В).

## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Встановлено, що використання електронно-променевого зварювання із густиною потужності  $\sim 7 \times 10^9$  Вт·м<sup>-2</sup> забезпечує отримання якісного зварного з'єднання сплаву Ti-TiB, який містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій основі, з рівнем механічних властивостей матеріалу шва і зони термічного впливу, не меншим механічних характеристик основного металу.
2. Встановлено, що використання електронно-променевого зварювання із густиною потужності  $\sim 7 \times 10^9$  Вт·м<sup>-2</sup> забезпечує отримання якісного зварного з'єднання сплаву Ti-TiB, який містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій основі, із ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу T110 з рівнем механічних властивостей зони термічного впливу і матеріалу шва не меншим механічних властивостей основного металу.
3. Встановлено, що електронно-променеве зварювання сплаву Ti-TiB із таким самим сплавом або із ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу T110 (за параметрів режиму зварювання  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА,  $v_{\text{ел}}=7; 10$  та  $13$  мм·с<sup>-1</sup>, розгортка променю еліпсоподібна  $3 \times 4$  мм) забезпечує формування зварного шва із матеріалом, що має волокна TiB, подрібнені у 3-10 разів та неупорядковані за переважною орієнтацією.
4. Встановлено, що подрібнена та неупорядкована за орієнтацією структура волокон TiB, яка формується у матеріалі зварного шва та у зоні термічного впливу зварних з'єднань сплаву Ti-TiB із таким самим сплавом або із ( $\alpha+\beta$ ) титановим сплавом типу T110, забезпечує їм більш високі характеристики міцності, ніж характеристики, властиві основним матеріалам.
5. Виявлено, що зняття залишкових механічних напружень у матеріалі зварного з'єднання сплаву Ti-TiB шляхом проведення відпалу (550°C, вакуум, 1 година) дозволяє підвищити і стабілізувати механічні характеристики зварних з'єднань, отриманих електронно-променевим зварюванням для всіх використаних режимів зварювання ( $\sigma_b=1050$  ГПа,  $\delta=4\%$ ).
6. З'ясовано, що застосування проміжних шарів з ніобію і із сталі 10Г2 для електронно-променевого зварювання сплаву Ti-TiB, забезпечує отримання якісного зварного з'єднання сплаву Ti-TiB, який містить 5% TiB<sub>2</sub> в титановій

основі, із сталлю 12X18H10T з рівнем межі міцності в зоні термічного впливу і матеріалі шва, не меншим межі плинності сталі 12X18H10T.

7. Досліджено структури, які утворюються під час формування зварного шва сплаву Ti-TiB, що призводить до зниження товщини волокон, які вміщують бор, з 3-8 мкм до 0,1-0,9 мкм. При цьому втрачається їх характерна вихідна післядеформаційна спрямованість і спостерігається значне збільшення співвідношення товщини волокон борвмісної фази з їх довжиною.

8. За результатами металографічних досліджень перехідної зони «основний метал»—«матеріал зварного шва» сплаву Ti-TiB виявлено, що ця зона має характерний розмір 40-50 мкм. У матеріалі цієї зони спостерігаються як первинні волокна TiB товщиною 3-8 мкм і довжиною від 8 до 40 мкм, характерні для вихідного матеріалу, так і вторинні тонкі та довгі борвмісні волокна товщиною до 0,1-0,9 мкм та завдовжки 3-15 мкм, характерні для зварного шва.

9. Визначено параметри фінішного термічного оброблення зварних з'єднань пластин товщиною 10 мм зі сплаву Ti-TiB, що виконується у режимі 550°C (1 година, вакуум), яке дозволяє стабілізувати рівень механічних властивостей зварних з'єднань на рівні  $\sigma_b=1050$  ГПа,  $\delta=4\%$ .

10. Встановлено, що збільшення вихідної температури зварюваних зразків сплаву TiB із титановими сплавами із 20°C до 400°C призводить до підвищення ступеня однорідності розподілу борвмісної фази в перехідній зоні сплаву Ti-TiB і до збільшення розміру вторинних волокон цієї фази як за довжиною, так і за товщиною, як у зоні термічного впливу зони, так і в області зварного шва.

11. Експериментальні дослідження мікроструктури зони термічного впливу зварного з'єднання сплаву Ti-TiB із титановими сплавами показали, що під час електронно-променевого зварювання за умови збільшення швидкості переміщення електронного променя  $v_{ел}$  з 7 мм·с<sup>-1</sup> до 13 мм·с<sup>-1</sup> призводить до двократного зменшення зони термічного впливу і до збільшення рівномірності розподілу в титановій матриці волокон, що вміщують бор, як в зоні термічного впливу зони, так і в області зварного шва.

12. Експериментальними дослідженнями структури зварного шва з'єднання із сплаву Ti-TiB зі сплавом типу T110, дослідженнями фрактографічної структури поверхонь руйнування та механічних властивостей з'єднання, встановлено, що за зміни переважної орієнтації армуючих волокон TiB в сплаві Ti-TiB із повздовжньої на поперечну зменшується рівень механічних характеристик виконуваного з'єднання «Ti-TiB»—«сплав типу T110». З точки зору руйнування, критичним у такому зварному з'єднанні визначено сплав Ti-TiB, у якому реалізується крихке руйнування з його ініціюванням із області армуючих волокон. Проведення термічного відпалу зварного з'єднання за температури 750°C (1 година, вакуум) дозволяє досягати пластичності цього сплаву до  $\delta=2\%$ .



## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Алехнович, В. Н., Алифанов, А. В., Гордиенко, А. И., и Поболь, И. Л. (2006) *Электронно-лучевая обработка материалов*. Минск: Белорусская наука. 318 с.
2. Ахонин, С. В., Белоус, В. Ю., Антонюк, С. Л., Петриченко, И. К., и Селин, Р. В. (2014) Свойства соединений высокопрочного титанового сплава Т110, выполненных сваркой плавлением. *Автоматическая сварка*, 1, 54-57. <https://patonpublishinghouse.com/as/pdf/2014/as201401all.pdf>.
3. Ахонин, С. В., и Белоус, В. Ю. (2017) Аргонодуговая сварка титана и его сплавов с применением флюсов. *Автоматическая сварка*, 2, 8-14.
4. Банных, О. А., Будберг, П. Б., Алисова, С. П., Гузей, Л. С., Дриц, М. Е., Добаткина, Т. В., Лысова, Е. В., Никитина, Н. И., Падежнова, Е. М., Рохлин, Л. Л., и Черногорова, О. П. (1986) *Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа*. Москва: Металлургия. 440 с.
5. Бокштейн, Б. С. (1978) *Диффузия в металлах*. Москва: Металлургия. 248 с.
6. Вишняков, Л. Р., Грудина, Т. В., Кадыров, В. Х., Карпинос, Д. И., и Олейник, В. И. (1985) *Композиционные материалы: Справочник*. Киев: Наук. Думка. 589 с.
7. Вол, А. Е. (1959) *Строение и свойства двойных металлических систем. Т. 1*. Москва: Государственное издательство физико-математической литературы. 755 с.
8. Вол, А. Е. (1962) *Строение и свойства двойных металлических систем. Т. 2*. Москва: Государственное издательство физико-математической литературы. 982 с.
9. Вржижевский, Э. Л., Великоиваненко, Е. А., Розынка, Р. Ф., Ахонин, С. В., и Миленин, А. С. (2013) Влияние режимов электронно-лучевой сварки жаропрочных титановых сплавов на склонность к образованию холодных трещин. *Титан*, 2(40), 35–39.

10. Гайсин, Р. А., Имаев, В. М., Имаев, Р. М., и Гайсина, Э. Р. (2015) Микроструктура и механические свойства коротковолокнистых композиционных материалов на основе Ti-TiB, полученных литьем и подвергнутых деформационной обработке. *Известия ВУЗов. Физика*, 58, 6, 100–105.
11. Гайсин, Р. А., Имаев, В. М., и Имаев, Р. М. (2018) Микроструктура и механические свойства композита псевдо  $\alpha$ -титановый сплав/TiB, полученного *in situ* с помощью литья и подвергнутого деформационной и термической обработке. *Физика металлов и металловедение*, 119, 961-970. <https://doi.org/10.1134/S0015323018090048>.
12. Гайсина, Э. Р., Гайсин, Р. А., Имаев, В. М., и Имаев, Р. М. (2013) Микроструктура и механические свойства композиционного материала на основе VT1-0, армированного моноборидом титана. *Физика металлов и металловедение*, 114, 7, 678–684.
13. Герцрикен, Д. С. (1985) *Массоперенос в металлах с кубической решеткой при низкотемпературном импульсном нагружении. Диссертация кандидата физико-математических наук*. Киев: Институт металлофизики АН УССР. 191 с.
14. Герцрикен, Д. С., Мазанко, В. Ф., и Фальченко, В. М. (1991) *Импульсная обработка и массоперенос в металлах при низких температурах*. Киев: Наук. думка. 204 с.
15. Грабин, В. Ф. (1975) *Основы металловедения и термической обработки сварных соединений из титановых сплавов*. Киев: Наук. думка. 262 с.
16. Григоренко, Г. М., Ахонин, С. В., Лобода, П. И., Григоренко, С. Г., Северин, А. Ю., Березос, В. А., и Богомол, Ю. И. (2016) Структура и свойства титанового сплава, легированного бором, полученного способом электронно-лучевого переплава. *Современная электрометаллургия*, 1(122), 21-25. <http://dx.doi.org/10.15407/sem2016.01.03>.

17. Григоренко, Г. М., и Задорожнюк, О. М. (2016) Структура, механические свойства и свариваемость псевдо- $\alpha$  и  $(\alpha+\beta)$ -Ti сплавов, упрочненных силицидами. *Современная электрометаллургия*, 2(123), 51-56. <http://dx.doi.org/10.15407/sem2016.02.07>.
18. Головин, В. Н., Курило, Ю. П., Семененко, В. Е., и Сомов, А. И. (1968) Направленная кристаллизация эвтектических сплавов. *Физ. и хим. обработки материалов*, 3, 139-144.
19. Гонсеровский, Ф. Г. (1972) Влияние углерода на ударную вязкость сварных соединений ванадия с железом и ферритными сталями. *Сварочное производство*, 11, 7-8.
20. Гонсеровский, Ф. Г. (1972) Особенности получения пластичных сварных соединений ванадия со сталью. *Сварочное производство*, 12, 10-12.
21. Гуревич, С. М., и Замков, В. Н. (1962) Сварка титана со сталью. *Автоматическая сварка*, 8, 21-27.
22. Гуревич, С. М., Замков, В. Н., Компан, Я. Ю., Кушнirenко, Н. А., Харченко, Г. К., Блащук, В. Е., Волков, В. Б., Загребенюк, С. Д., Прилуцкий, В. П., и Сабокарь В. К. (1979) *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов: монография*. — Киев: Наукова думка. 300 с.
23. Гуревич, С. М., Замков, В. Н., Блащук, В. Е., Кушнirenко, Н. А., Харченко, Г. К., Новиков, Ю. К., Прилуцкий, В. П., Сабокарь, В. К., и Волков, В. Б. (1986) *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов: 2-е изд., доп. и перераб.* Киев: Наук. думка. 240 с.
24. Гуревич, С. М., и Замков, В. Н. (1990) *Справочник по сварке цветных металлов*. Киев: Наукова думка. 512 с.
25. Гуревич, С. М., и Харченко Г. К. (1967) Диффузионная сварка сплавов титана с нержавеющей сталью. *Авиационная промышленность*, 10, 85-88.
26. Гуревич, С. М., Харченко, Г. К., и Игнатенко, А. И. (1983) *Новый способ сварки давлением разнородных материалов. Материалы 8-го Всесоюзного*

- совещания по сварке разнородных металлических и неметаллических материалов.* Киев: ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР, 35-37.
27. Дерибас, А. А. (1980) *Физика упрочнения и сварки взрывом.* Новосибирск: Наука. 214 с.
  28. *Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Под общ. ред. Н. П. Лякишева.* Москва: Машиностроение. Т. 1 (1996) 992 с. ISBN 5-217-02688-X. Т. 2 (1997) 1024 с. ISBN 5-217-01569-1. Т. 3. Кн. 2 (2000) 448 с. ISBN 5-217-02932-3.
  29. Замков, В. Н., Топольский, В. Ф., и Трофимов, В. А. (2005) *Упрочняющая термическая обработка, механические характеристики и структура свариваемого высокопрочного титанового сплава Т110: «Титан-2005 в СНГ».* Киев: Изд. ИМФ НАН Украины, 198–208.
  30. Зворыкин, К. О., и Зворыкин, В. Л. (2014). Выбор способа получения неразъемного сварного соединения в системах железо-ниобий, сталь-ниобий. *Технологические системы*, 1(66), 83-89. <http://technological-systems.com/index.php/Home/article/view/213/219>. ISSN 2074-0603.
  31. Зуев, И. В. (1998) *Обработка материалов концентрированными потоками энергии: учеб. пособ.* Москва: Изд-во МЭИ. 162 с. ISBN 5-7046-0198-7.
  32. Иванова, С. В., Резниченко, В. В., Сомов, А. И., и Тихоновский, М. А. (1975) Направленная кристаллизация сплавов Co-Si неэвтектического состава. *Известия вузов. Цветная металлургия*, 3, 22-126.
  33. Илларионов, А. Г., и Попов, А. А. (2014). *Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов.* Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та. 137 с.
  34. Кайдалов, А. А. (2004) *Электронно-лучевая сварка и смежные технологии: 2-е изд., перераб. и доп.* Киев: Экотехнология. 259 с.
  35. Каракозов, Э. С., Орлова, Л. М., Пешков, В. В., и Григорьевский, В. И. (1977) *Диффузионная сварка титана.* Москва: Металлургия. 272 с.

36. Киреев, К.С., и Замков, В. Н. (2002) Сварка титана со сталью в твердой фазе. *Автоматическая сварка*, 7, 34-40.
37. Киреев, Л. С., и Замков, В. Р. (2002) Сварка плавлением титана со сталью. *Автоматическая сварка*, 8, 31-33.
38. Кудинов, В. М., и Коротеев, А. Я. (1976) *Сварка взрывом в металлургии*. Москва: Металлургия. 168 с.
39. Курило, Ю. П., Сомов, А. И., и Тортика, А. С. (1972) Термостабильность микроструктуры эвтектической композиции Al-Al<sub>3</sub>Ni. *Физика металлов и металловедение*, 34, 6, 1291-1294.
40. Лариков, Л. Н., Рябов, В. Р., и Фальченко В. М. (1975) *Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке*. Москва: Машиностроение. 189 с.
41. Лившиц, Л. С., и Хакимов, А. Н. (1989) *Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений*. Москва: Машиностроение. 336 с.
42. Лобода, П. І. (2012) *Спрямовано закристалізовані бориди: монографія*. Київ: ТОВ «Праймдрук». 395 с.
43. Лобода, П. И., Зворыкин, Л. О., Косюк, В. С., и Солодкий, Е. В. (2016) Анализ перспектив создания титана, армированного волокнами диборида титана, устойчивого к динамическим нагрузкам. *Технологические системы*, 2(75), 89-92. [http://technological-systems.com.ua/images/journal/2016/files/ts75\\_14.pdf](http://technological-systems.com.ua/images/journal/2016/files/ts75_14.pdf).
44. Лобода, П. І., Зворикін, К. О., та Зворикін, В. Л. (2017). Обґрунтування вибору перспективних способів зварювання конструкційних елементів зі сплаву Ti – (5 мас.%)TiB<sub>2</sub>. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали десятої всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 7-9 червня 2017 р.). Тези доповідей*. - Київ: НТУУ «КПІ»..

45. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2017). Особенности структуры сплава  $Ti-TiB_n$  в области сварного соединения, полученного электронно-лучевой сваркой. *Технологические системы*, 2(79), 50-54. <http://technological-systems.com/index.php/Home/article/view/127/135>. ISSN 2074-0603.
46. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2018). Закономерности изменения структуры сплава  $Ti-TiB_n$  в области сварного соединения, полученные при изменении параметров электронно-лучевой сварки. *Международная конференция «Титан 2018: Производство и применение в Украине» (г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 11-13 июня 2018 г.). Тезисы докладов.* – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ.
47. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2018). Зависимость структуры сплава  $Ti - TiB$  в области сварного соединения, полученного электронно-лучевой сваркой, от ее технологических режимов. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали одинадцятої всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 10-12 травня 2018 р.). Тези доповідей.* – К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського. – С. 14.
48. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2018). Закономерности изменения структуры сплава  $Ti-TiB_n$  в области сварного соединения, полученные при изменении параметров электронно-лучевой сварки. *XI Международные молодёжные научно-технические чтения им. А. Ф. Можайского (Запорожье, АО «Мотор Сич», 14-17 мая 2018 г.). Тезисы докладов.* – Запорожье: АО «Мотор Сич». – С. 207-211. - ISBN 978-966-2906-76-9.
49. Лобода, П. І., Зворикін, К. О., Зворикін, В. Л., та Вржижевський, Е. Л. (2019). Механічні властивості з'єднань сплаву  $Ti - TiB$  та  $(\alpha + \beta) Ti$  сплаву,

- які отримані електронно-променевим зварюванням. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали дванадцятої всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 20 червня 2019 г.). Тези доповідей.* – - К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського.
50. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., Таранова, Т. Г., и Костин, В. А. (2020). Особенности электронно-лучевой сварки сплава Ti-TiB со сталью 12X18H10T. *Mechanics and Advanced Technologies*, 1(88), 141-148. <https://doi.org/10.20535/2521-1943.2020.88.204672>.
  51. Лясоцкая, В. С. (2003) *Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов*. Москва: Металлургия. 352 с.
  52. Марковський, П. Є., і Моляр, О. Г. (2012) Підвищення механічних характеристик сплаву Т110 шляхом оптимізації термомеханічної і термічної обробок. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*, 3, 66-71.
  53. Марковский, П. Е. (2009) Высокопрочные структурные состояния в титановых сплавах, подвергнутых интенсивному термическому воздействию (обзор). *Металлофизика и новейшие технологии*, 4, 511–535.
  54. Мирошніченко, І. С. (1982) *Закалка из жидкого состояния*. Москва: Металлургия, 168 с.
  55. Назаренко, О. К., Кайдалов, А. А., Ковбасенко, С. Н., и Бондарев, А. А., Шевелев, А. А., Чвертко А. И., Зубченко, Ю. В., Ланкин, Ю. Н., и Шелягин, В. Д. (1987) *Электронно-лучевая сварка*. Б. Е. Патон (ред.). Киев: Наукова думка. 256 с.
  56. Назаренко, О. К., и Загорников, В. И. (2010) Влияние рабочего расстояния сварочной электронной пушки на геометрию сварочного шва. *Автоматическая сварка*, 5, 32–35.
  57. Никифоров, Г. Д., и Крутоголов, Н. П. (1983) Электроннолучевая сварка ниобия с коррозионностойкой сталью 12X18H10T. *Материалы VIII*

*Всесоюзного совещания по сварке разнородных, многослойных и композиционных материалов. Киев, 32-42.*

58. Патон, Б. Е., и Лесков, Г. И. (2003) Основы технологии электронно-лучевой сварки: Обзор. *Автоматическая сварка*, 12, 23–31.
59. Патон, Б. Е., Тригуб, Н. П., Ахонин, С. В., и Жук Г. В. (2006) *Электронно-лучевая плавка титана*. Киев: Наук. Думка. 248 с. ISBN 966-00-0665-9.
60. Пацкевич, И. Р., Рябов, В. Р., и Деев Г. Ф. (1991) *Поверхностные явления при сварке металлов*. ИЭС им. Е. О. Патона АН УССР. Киев: Наук. думка. 240 с.
61. Рабкин, Д. М., Рябов, В. Р., Гуревич, С. М. (1975) *Сварка разнородных металлов*. Киев: Техніка. 205 с.
62. Рускол, Ю. С. (1989) *Титановые конструкционные сплавы в химических производствах. Справочник*. Москва: Химия. 288 с.
63. Рябов, В. Р., Рабкин, Д. М., Курочко, Р. С., Стрижевская, Л. Г. (1984) *Сварка разнородных металлов и сплавов*. Москва: Машиностроение. 239 с.
64. Сайков, И. В., Малахов, А. Ю., Нурсайнов, И. Н., и Челноков, В. С. (2016) Применение барьерного слоя из ванадия в биметалле сталь-титан. *Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки*, 21, 3, Физика, 1289-1291. <http://dx.doi.org/10.20310/1810-0198-2016-21-3-1289-1291>. ISSN 1810-0198.
65. Саломатова, Е. С., Ольшанская, Т. В., Трушников, Д. Н., Беленький, В. Я., и Младенов Г. М. (2015) Влияние параметров режимов сварки на изменения химического состава сварных соединений при электронно-лучевой сварке с осцилляцией электронного луча. *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение*, 17, 4, 29-42. <https://cyberleninka.ru/article/n/vliyanie-parametrov-rezhimov-svarki-na-izmeneniya-himicheskogo-sostava-svarnyh-soedineniy-pri-elektronno-luchevoy-svarke-s/viewer>.



66. Свидунувич, Н. А., Витязь, П. А., Войтов, И. В., Куис, Д. В., и Мюрек М. Н. (2020) *Выбор и применение материалов т.4 Выбор и применение цветных металлов и сплавов*. Минск: Беларуская навука. 616 с.
67. Седых, В. С., и Казак, Н. Н. (1971) *Сварка взрывом и свойства сварных соединений*. Москва: Машиностроение. 71 с.
68. Сомов, А. И., Свердлов, В. Я., Тихоновский, М. А., и др. (1978) Влияние скорости кристаллизации и термообработки на структуру и свойства эвтектической композиции Cu-Cu<sub>x</sub>Zr. *Физ. и хим. обработки материалов*, 4, 124–129.
69. Сомов, А. И., Тихоновский, М. А., Олексиенко, М. М., и др. (1979) Влияние состава и условий кристаллизации на микроструктуру и прочность эвтектической композиции Ni-NbC. *Физ. металлов и металловедение*, 48, 2, 318 – 322.
70. Сомов, А. И., и Тихоновский, М. А. (1976) Эвтектоидные композиции. *Металловедение и термообработка металлов*, 11, 130-131.
71. Сомов, А. И., Тихоновский, М. А., Андриевская, Н. Ф., и др. (1974) Дефекты микроструктуры и дисперсность ориентированного эвтектоида в сплавах кобальт-кремний. *Физика металлов и металловедение*, 38, 2, 343-348.
72. Таран, Ю. Н., и Мазур В. И. (1978) *Структура эвтектических сплавов*. Москва: Металлургия. 312 с.
73. Тихоновский, М. А. (2004) Исследование направленных фазовых превращений и разработка микрокомпозитных материалов. *Вопросы атомной науки и техники*, 6, Серия: Вакуум, чистые материалы, сверхпроводники (14), 115-127.
74. Харченко, Г. К., и Гордонная, А. А. (1966) Диффузионная сварка титана со сталью через прослойку ванадия. *Автоматическая сварка*, 6, 74-75.
75. Харченко, Г. К. (1969) Вопросы диффузионной сварки разнородных металлов. *Автоматическая сварка*, 4, 29-32.

76. Харченко, Г. К., и Игнатенко, А. И. (1974) Способ сварки давлением. А.С. 404588 СССР, МКИ В 23 К 19/00, 44.
77. Харченко, Г. К., и Продан, С. К. (1983) Инерционная сварка трением титана со сталью. *Автоматическая сварка*, 4, 70-73.
78. Хирт, Дж. и Лоте, И. (1972) Теория дислокаций. Москва: Атомиздат. 699 с.
79. Хорев, А. И. (2007) Влияние комплексного легирования на механические свойства сварных соединений и основного металла ( $\alpha+\beta$ )- и  $\beta$ - титановых сплавов, *Технология машиностроения*, 2, 29-34.
80. Хорев, А. И. (2009) Создание теории комплексного легирования и микролегирования и разработка титановых сплавов. *Материаловедение*, 6, 30–40.
81. Хорев, А. И. (2009) Комплексное легирование и микролегирование титановых сплавов. *Сварочное производство*, 6, 21–30.
82. Хорев, А. И. (2014) Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития. *Технология машиностроения*, 11, 5-10.  
<https://elibrary.ru/item.asp?id=25679766>.
83. Чалмерс, Б. (1968) *Теория затвердевания*. Москва: Металлургия. 288 с.
84. Шелягин, В. Д., Хаскин, В. Ю., Ахонин, С. В., Белоус, В. Ю., Петриченко, И. К., Сиора, А. В., Палагеша, А. Н., и Селин, Р. В. (2012) Особенности лазерно-дуговой сварки титановых сплавов. *Автоматическая сварка*, 12, 36–40. [http://nbuv.gov.ua/UJRN/as\\_2012\\_12\\_7](http://nbuv.gov.ua/UJRN/as_2012_12_7).
85. Шморгун, В. Г., Трыков, Ю. П., Донцов, Д. Ю., и Слаутин, О. В. (2009) Формирование структуры в многослойных соединениях титана со сталями с различным содержанием углерода после высокотемпературных нагревов. *Известия ВолгГТУ*, 3, 23-26.
86. Эллиот, Р. (1987) *Управление эвтектическим затвердеванием*. Пер. с англ. Под ред. Швиндлермана Л. С. Москва: Металлургия. 352 с.

87. Юров, В. М., Портнов, В. С., Пузеева, М. П., Садчиков, А. В., и Оразбаева, Ж. М. (2016) Некоторые вопросы механических свойств наночастиц и наноматериалов. *Фундаментальные исследования*. 12-2, 349-353.
88. Attar, H., Bonisch, M., Calin, M., Zhang, L.-C., Scudino, S., and Eckert, J. (2014) Selective laser melting of in situ titanium–titanium boride composites: Processing, microstructure and mechanical properties. *Acta Mater*, 76, 13–22. <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2014.05.022>.
89. Gaisin, R.A., Imayev, V.M., and Imayev, R.M. (2015) Microstructure and mechanical properties of Ti–TiB based short-fiber composite materials manufactured by casting and subjected to deformation processing. *Russ. Phys. J.*, 58, 848–853. <http://dx.doi.org/10.1007/s11182-015-0580-z>.
90. Gaisin, R. A., Imayev, V. M., Imayev, R. M., and Gaisina, É. R. (2017) Microstructure and mechanical properties of VT25U/TiB composite prepared in situ by casting and subjected to hot forging. *Letters on materials*, 7(2), 186-192. <http://dx.doi.org/10.22226/2410-3535-2017-2-186-192>.
91. Gaisin, R. A., Imayev, V. M., & Imayev, R. M. (2017) Effect of hot forging on microstructure and mechanical properties of near  $\alpha$  titanium alloy/TiB composites produced by casting. *Journal of Alloys & Compounds*, 723, 385-394.
92. García de Cortazar, M., Agote, I., Silveira, E., Egizabal, P., Coletto, J., and Petitcorps, Yu. Le. (2008) Titanium composite materials for transportation applications. *JOM*, 60, 40–46. <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-008-0146-4>.
93. Hashimoto, T., and Matsuda, E. (1965) Effect of welding variables and materials upon bead shape in electron beam welding. *Trans. nat. res. inst. met.*, 7, 3, 96–109.
94. Hajitabar, A., Homam A. Naffakh-Moosavy (December 2017) Electron beam welding of difficult-to-weld austenitic stainless steel/ Nb-based alloy dissimilar joints without interlayer. *Vacuum*, 146, 170-178.
95. Imayev, V. M., Gaisin, R. A., Gaisina, E. R., Imayev, R. M., Fecht, H.-J., & Pyczak F. (2014) Effect of hot forging on microstructure and tensile properties

- of Ti-TiB based composites produced by casting. *Materials Science & Engineering A*, 609, 34-41.
96. Imayev, V. M., Gaisin, R. A., Ganeev, A. A., & Imayev, R. M. (2018) Microstructure and mechanical properties of  $\alpha+\beta$  titanium alloy based composites fabricated in situ by casting and subjected to hot forging. *Lett. Mater.*, 8(4) 478-484.
  97. Iron-Vanadium (Fe-V) Phase Diagram, <http://www.calphad.com/iron-vanadium.html>, дані отримані 27 травня 2020 р.
  98. Larsen, E. J., Swazy, S. E., Busch, L. S., & Freyer, R. H. (1949) *Metal Progress*. Metal Progress, 55, 3, 359.
  99. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., & Romanenko Yu. M. (2018). Peculiarities of mechanical properties and structure of area of Ti – TiB<sub>n</sub> alloy welding joint with titan alloys. *Технологические системы*, 4(85), 73-77. <https://doi.org/10.29010/085.14>.
  100. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., Taranova, T. G., & Kostin V. A. (2019). Peculiarities of fracture of welded joints of Ti-TiB titan alloys with titan alloys. *Технологические системы*, 2(87), 60-65. <http://dx.doi.org/10.29010/087.6>.
  101. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., & Romanenko Yu. M. (2019). Influence of thermal processing and orientation of boride fibers in Ti+TiB alloy on mechanical properties and structure of materials of Ti+TiB AND ( $\alpha + \beta$ ) Ti alloys welded joint. *Технологические системы*, 4(89), 86-93. <https://doi.org/10.29010/89.13>.
  102. Loboda, P., Zvorykin, C., Zvorykin, V., Vrzhyzhevskiy, E., Taranova, T., & Kostin, V. (2020). Production and properties of electron-beam-welded joints on Ti-TiB titanium alloys. *Metals*, 10(4), 522. <https://doi.org/10.3390/met10040522>.
  103. Metzger, G., & Lison, R. (1976) *Electron beam welding of dissimilar metals*. *Welding Journal*, 55, 8, 230-240.

104. Morsi, K., and Patel, V. V. (2007) Processing and properties of titanium–titanium boride (TiB) matrix composites. — A review. *J. Mater. Sci.*, 42, 2037–2047. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-006-0776-2>.
105. Paton, B. E., Shelyagin, V. D., & Akhonin, S. V. (2009) Laser welding of titanium alloys. *The Paton Welding J.*, 7, 30–34.
106. Rahoma, H.K.S., Wang, X.P., Kong, F.T., Chen, Y.Y., Han, J.C., and Derradji, M. (2015) Effect of ( $\alpha+\beta$ ) heat treatment on microstructure and mechanical properties of (TiB+TiC)/Ti-B20 matrix composite. *Mater. Des.*, 87, 488–494. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2015.08.028>.
107. Rai, R. (2008) *Modeling of heat transfer and fluid flow in keyhole mode welding: Ph.D. Disseration*. The Pennsylvania State University.
108. Velikoivanenko, E. A., Milenin, A. S., Rozyinka, G. F., Vrzhyzhevskiy, E. L., Piskun, N. V., Taranova, T. G., Zvorykin, C. O., & V. L. Zvorykin (2019). Prediction of susceptibility of welded joints of titan  $\gamma$ -aluminide based alloy to cold cracking in electron-beam welding. *Технологические системы*, 3(88), 73–80. <http://dx.doi.org/10.29010/88.9>.
109. Zhang, J., Ke, W., Ji, W., Fan, Z., Wang, W., and Fu, Z. (2015) Microstructure and properties of insitu titanium boride (TiB)/titanium (Ti) composites. *Mater. Sci. Eng. A.*, 648, 158–163. <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-008-0146-4>.

## СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

1. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2017). Особенности структуры сплава Ti-TiB<sub>n</sub> в области сварного соединения, полученного электронно-лучевой сваркой. *Технологические системы*, 2(79), 50-54. <http://technological-systems.com/index.php/Home/article/view/127/135>. ISSN 2074-0603.
2. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2017). Влияние параметров электронно-лучевой сварки на структуру армированного композиционного материала Ti – TiB<sub>n</sub>. *Технологические системы*, 4(81), 75-81. <https://doi.org/10.29010/081.10>.
3. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., & Romanenko Yu. M. (2018). Peculiarities of mechanical properties and structure of area of Ti – TiB<sub>n</sub> alloy welding joint with titan alloys. *Технологические системы*, 4(85), 73-77. <https://doi.org/10.29010/085.14>.
4. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., Taranova, T. G., & Kostin V. A. (2019). Peculiarities of fracture of welded joints of Ti-TiB titan alloys with titan alloys. *Технологические системы*, 2(87), 60-65. <https://doi.org/10.29010/087.6>.
5. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., & Romanenko Yu. M. (2019). Influence of thermal processing and orientation of boride fibers in Ti+TiB alloy on mechanical properties and structure of materials of Ti+TiB AND (α + β) Ti alloys welded joint. *Технологические системы*, 4(89), 86-93. <https://doi.org/10.29010/89.13>.

6. Loboda, P., Zvorykin, C., Zvorykin, V., Vrzhyzhevskiy, E., Taranova, T., & Kostin, V. (2020). Production and properties of electron-beam-welded joints on Ti-TiB titanium alloys. *Metals*, 10(4), 522. <https://doi.org/10.3390/met10040522>.
7. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., Таранова, Т. Г., и Костин, В. А. (2020). Особенности электронно-лучевой сварки сплава Ti-TiB со сталью 12X18H10T. *Mechanics and Advanced Technologies*, 1(88), 141-148. <https://doi.org/10.20535/2521-1943.2020.88.204672>.
8. Loboda, P. I., Zvorykin, C. O., Zvorykin, V. L., Vrzhyzhevskiy, E. L., Taranova, T. G., & Kostin V. A. (2020). Structural regularities of welded seam between Ti-TiB and vanadium with 12X18H10T interlayer by using electron beam welding. *Mechanics and Advanced Technologies*, 2(89) 171-178. <https://doi.org/10.20535/2521-1943.2020.89.211400>.

які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

9. Лобода, П. И., Зворикін, К. О., и Зворикін, В. Л. (2017). Обґрунтування вибору перспективних способів зварювання конструкційних елементів зі сплаву Ti – (5 мас.%)TiB<sub>2</sub>. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали десятої всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 7-9 червня 2017 р.). Тези доповідей.* - Київ: НТУУ «КПІ». – С. 28-29.
10. Лобода, П. И. Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2018). Зависимость структуры сплава Ti – TiB в области сварного соединения, полученного электронно-лучевой сваркой, от ее технологических режимов. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали одинадцятої всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 10-12 травня 2018 р.). Тези доповідей.* – К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського. – С. 14.

11. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2018). Закономерности изменения структуры сплава Ti-TiB<sub>n</sub> в области сварного соединения, полученные при изменении параметров электронно-лучевой сварки. *XI Международные молодёжные научно-технические чтения им. А. Ф. Можайского (Запорожье, АО «Мотор Сич», 14-17 мая 2018 г.). Тезисы докладов.* – Запорожье: АО «Мотор Сич». – С. 207-211. - ISBN 978-966-2906-76-9.
12. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., и Романенко, Ю. Н. (2018). Закономерности изменения структуры сплава Ti-TiB<sub>n</sub> в области сварного соединения, полученные при изменении параметров электронно-лучевой сварки. *Международная конференция «Титан 2018: Производство и применение в Украине» (г. Киев, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины, 11-13 июня 2018 г.). Тезисы докладов.* – Киев: ИЭС им. Е. О. Патона НАНУ. – С. 51-52.
13. Лобода, П. І., Зворикін, К. О., Зворикін, В. Л., та Вржижевський, Е. Л. (2019). Механічні властивості з'єднань сплаву Ti – TiB та (α + β) Ti сплаву, які отримані електронно-променевим зварюванням. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали дванадцятої всеукраїнської міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 20 червня 2019 р.). Тези доповідей.* – К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського. – С. 20.
14. Лобода, П. И., Зворыкин, К. О., Зворыкин, В. Л., Вржижевский, Э. Л., Таранова, Т. Г., и Костин В. А. (2020) Особенности электронно-лучевой сварки пластин сплава Ti-TiB и стали 12X18H10T. *Зварювання та споріднені процеси і технології: Матеріали тринадцятої міжнародної міжгалузевої науково-технічної конференції студентів, аспірантів та наукових співробітників (м. Київ, КПІ ім. Ігоря Сікорського, 13-15 травня 2020 р.). Тези доповідей.* – К.: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2020. – С. 13-14.



які додатково відображають наукові результати дисертації:

15. Зворыкин, К. О., и Зворыкин, В. Л. (2014). Выбор способа получения неразъемного сварного соединения в системах железо-ниобий, сталь-ниобий. *Технологические системы*, 1(66), 83-89. <http://technological-systems.com/index.php/Home/article/view/213/219>. ISSN 2074-0603. ISSN 2074-0603.
16. Зворикін, В. Л., Зворикін, К. О., та Шматко, І. О. (2015). Особливості будови зони контакту після точкового зварювання сплаву АМц через проміжний прошарок. *VIII Всеукраїнська міжгалузева науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників «Зварювання та споріднені процеси і технології»*.: - Київ: НТУУ «КПІ».
17. Зворикін, В. Л. та Шматко, І. О. (2015). Масоперенесення Со-60 у зоні контакту зразків зі сплаву АМц при точковому зварюванні скрізь проміжні прошарки. *VIII Всеукраїнська міжгалузева науково-технічна конференція студентів, аспірантів та наукових співробітників «Зварювання та споріднені процеси і технології»*: - Київ: НТУУ «КПІ».
18. Мазанко, В. Ф., Храновська, К. М., Ворона, С. П., и Зворикін, В. Л. (2015). Вплив електроіскрового оброблення графітом на елементний склад титанової та мідної підкладок. *Металознавство та обробка металів*, 1, С. 20-23.
19. Мазанко, В. Ф., Храновская, К. Н., Богданов, С. Е., и В. Л. Зворыкин (2015). Фазовые и структурные особенности формирования покрытий на стали 20 при электроискровом легировании сплавом ВК8. *Міжнародна науково-практична конференція «Структурна релаксація у твердих тілах»*. 26-28 травня 2015 р.: - Вінниця.
20. Velikoivanenko, E. A., Milenin, A. S., Rozynka, G. F., Vrzhyzhevskiy, E. L., Piskun, N. V., Taranova, T. G., Zvorykin, C. O., & V. L. Zvorykin (2019). Prediction of susceptibility of welded joints of titan  $\gamma$ -aluminide based alloy to cold cracking in electron-beam welding. *Технологические системы*, 3(88), 73-80. <https://doi.org/10.29010/88.13>.

## **ТЕХНОЛОГІЧНІ РЕКОМЕНДАЦІЇ ЩОДО ВИКОНАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ КОМПОЗИЦІЙНОГО СПЛАВУ Ti-TiB З ТИТАНОВИМИ СПЛАВАМИ ТА СТАЛЛЮ 12X18H10T**

### **ЗМІСТ**

1. Загальна частина.
2. Вимоги до складання зварного з'єднання.
3. Рекомендації щодо зварювального устаткування.
4. Технологічні рекомендації зі зварювання стикових з'єднань пластин товщиною 10 мм.
5. Контроль якості зварювання.
6. Технологічна карта на виконання зварних з'єднань композиційного сплаву Ti-TiB з титановими сплавами та сталлю 12X18H10T.

#### **1. Загальна частина.**

Наведені «Технологічні рекомендації» призначені для зварних з'єднань композиційного сплаву Ti-TiB із титановими сплавами та сталлю 12X18H10T та є рекомендаційним документом для ведення зварювальних робіт способом електронно-променевим зварюванням.

Параметри технологічного процесу зварювання стикових з'єднань пластин товщиною 10 мм наведені в технологічній карті.

#### **2. Вимоги до складання зварного з'єднання.**

Зовнішні поверхні стикових з'єднань пластин товщина 10 мм мають бути очищені від можливих забруднень і відшліфовані до  $Rz < 300$  мкм, а також мають щільно прилягати одне до одного. Застосування вставок, не перевірених дослідженнями, не допускається.

Складені для зварювання вузли з'єднань мають фіксуватися струбциною, виготовленої із матеріалів, які володіють термічною стійкістю до 600°C.

### 3. Рекомендації щодо зварювального устаткування.

3.1. Електронно-променеве зварювання рекомендується як найбільш ефективний спосіб з'єднання пластин товщиною 10 мм та більше.

3.2 Електронно-променеве зварювання рекомендується виконувати на установці УЛ-144. У якості катоду рекомендується Т-подібний катод з бориду лантану (монокристалічний LaB<sub>6</sub>) діаметром 3 мм.

### 4. Технологічні рекомендації зі зварювання стикових з'єднань пластин товщиною 10 мм

#### 4.1. Зварювання.

Рекомендовані параметри режимів електронно-променевого зварювання:  $U_{\text{прск}}=60$  кВ,  $I_{\text{ел}}=90$  мА, швидкість переміщення електронного променю -  $v_{\text{ел}}=7-13$  мм·с<sup>-1</sup>.

Розгортка електронного променю:

- для зварювання титанових сплавів із тугоплавкими металами і сталями
- кругла діаметром 0,5 мм;
- для зварювання титанових сплавів із титановими сплавами – еліптична (3×4 мм) поперечна.

Рекомендована відстань від електронної гармати до зварного стику становить 70 мм.

Зсув плями променю:

- для зварювання із тугоплавкими металами ~0,3 мм у бік титанового сплаву;
- для зварювання титанових сплавів – без зсуву;
- для зварювання із сталями - ~0,3 мм у бік сталі.

Рекомендована кількість проходів електронного променя – 1.

Рекомендована початкова температура матеріалів для зварювання:

- «сплав Ti-TiB»-«сплав Ti-TiB» - 20-400°C;

- «сплав Ti-TiB»-«сплав T110» – 20-600°C;
- «сплав Ti-TiB»-«сталь 12X18H10T» – 20°C (з використанням прошарків).

#### Післязварювальне термічне оброблення.

Припустимо термічне оброблення для покращення властивостей зварних з'єднань зі сплавом Ti-TiB титанових сплавів – до 700°C (1 година).

### **5. Контроль якості зварювання.**

5.1. Якість зварних з'єднань має систематично контролюватися наступними способами:

- а) перевіркою відповідності параметрів режиму виконання технологічного процесу;
- б) зовнішнім оглядом всіх з'єднань як неозброєним оком, так і за допомогою лупи 10-ти кратного збільшення, а також вимірюванням фактичних розмірів шва;
- в) механічним випробуванням контрольних зразків з'єднань.



5.2. Під час проведення зварювання рекомендується перевіряти:


- а) до початку зварювання:
  - справність зварювального устаткування;
  - якість і відповідність матеріалів застосовуваних прошарків,
  - підбір оптимальних параметрів режимів зварювання;
- б) під час зварювання:
  - параметри режиму електронно-променевого зварювання (прискорювальна напруга, сила струму, фокусування електронного променя);
  - техніку і технологію виконання зварювання;
  - якість зварних швів на наявність дефектів.

5.3. До якості зварних швів, виконуваних електронно-променевим зварюванням, висуваються наступні вимоги:

- зварні шви мають мати гладку поверхню (без напливів, пропалів, звужень, перерв і тріщин);
- виправлення дефектних зварних з'єднань не допускається.

**6. Технологічна карта на виконання зварних з'єднань композиційного сплаву Ti-TiB з титановими сплавами та сталлю 12X18H10T**

Стикове з'єднання пластин композиційного сплаву Ti-TiB товщиною 10 мм		Електронно-променеве зварювання			Параметр регулювання	
Вид зварюваних елементів	Ескіз шва зварного з'єднання	Параметри зварювання				
		Проміжні прош арки	Електричний ток електронного променю, мА	Прискорювальна напруга електронного променю, кВ	Швидкість переміщення електронного променю, мм/с	Зсув плями променю відносно стику
					Розгортка променю	Початкова температура матеріалів при зварюванні
Ti-TiB – Ti-TiB	<div><div>Ti-TiB</div><div>Ti-TiB</div></div>	-	90	60	5-12	Без зсуву
					еліптична (3мм х 4 мм) поперечна	20 - 400°C
Ti-TiB – T110	<div><div>Ti-TiB</div><div>T110</div></div>	-	90	60	5-12	Без зсуву
					еліптична (3мм × 4 мм) поперечна	20 - 600°C

Ti-TiB - 12X18H 10T	Ti-TiB Nb 10Г2 12X18H10T 	Nb (0,5-3 мм)  Сталь 10Г2 (1-2 мм)	90	60	12	Ti-TiB Nb Зсув 0,3 мм від Nb Nb 10Г2 Зсув 0,3 мм від Nb 10Г2 12X18H10T Без зсуву 10Г2 12X18H10T
					кругла діаметром 0,5 мм	20°C

## АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДОСЛІДЖЕННЯ

STATE CONCERN «UKROBORONPROM»  
STATE ENTERPRISE  
SCIENTIFIC INDUSTRIAL COMPLEX  
“PROGRES”

29, Nosivsky Shlyakh St., Nizhin  
Chernihiv Region, 16610, Ukraine

Fax (38 - 04631) 7 - 80 - 16  
Tel (38 - 04631) 7 - 80 - 13  
E-mail: progress.info@ukr.net  
nvkprogress@ukroboronprom.com



ДЕРЖАВНИЙ КОНЦЕРН «УКРОБОРОНПРОМ»  
ДЕРЖАВНЕ ПІДПРИЄМСТВО  
НАУКОВО-ВИРОБНИЧИЙ КОМПЛЕКС  
“ПРОГРЕС”

Україна, 16610, м. Ніжин Чернігівської обл.,  
вул. Носівський шлях, 29

Факс (38 - 04631) 7 - 80 - 16  
Тел (38 - 04631) 7-80 - 13  
E-mail: progress.info@ukr.net  
nvkprogress@ukroboronprom.com

«ЗАТВЕРДЖУЮ»

Перший заступник директора ДП НВК «Прогрес» -

Головний конструктор ДП НВК «Прогрес» -

начальник ЦКіПТБ «Точність»



М.Л. Ключко

«20» 06 2020 р.

### АКТ

впровадження результатів дисертації

Зворикіна Володимира Леонідовича

Комісія у складі: голови комісії – Першого заступника директора ДП НВК «Прогрес» - Головного конструктора ДП НВК «Прогрес», начальника ЦКіПТБ «Точність» - Ключко М.Л., членів комісії – Заступника Головного конструктора ДП НВК «Прогрес» - Заступника начальника ЦКіПТБ «Точність» Мухіна В.І.; Заступника Головного конструктора ДП НВК «Прогрес» - Заступника начальника ЦКіПТБ «Точність» Дзюби В.В. визначає, що результати дисертації Зворикіна Володимира Леонідовича, аспіранта зварювального факультету Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут» за темою: «Технологічне забезпечення процесів зварювання титанових сплавів Ti-TiB між собою і з  $(\alpha + \beta)$  титановим сплавом типу T110 та із сталлю 12X18H10T» впроваджено у Державному

підприємстві Науково-виробничий комплекс «Прогрес», а саме технологічні рекомендації щодо виконання зварних з'єднань композиційного сплаву Ti-TiB з титановими сплавами та сталлю 12X18H10T. За результатами дисертаційної роботи внесено до переліку перспективних матеріалів новий сплав Ti-TiB, що має високі механічні характеристики при значно підвищеній твердості та зносостійкості.

Впровадження результатів дисертації дозволить використовувати зазначений сплав у проектуванні нових виробів та у поточному виробництві елементів виробів.

Цей акт не є підставою для взаємних фінансових розрахунків.

Заступник Головного конструктора НВК «Прогрес» -

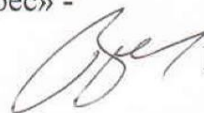
Заступник начальника ЦКіПТБ «Точність»



В.І. Мухін

Заступник Головного конструктора НВК «Прогрес» -

Заступник начальника ЦКіПТБ «Точність»



В.В. Дзюба